

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО
СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ БССР

БЕЛОРУССКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

Республиканские межведомственные
сборники

МЕТАЛЛУРГИЯ

ВЫПУСК 12

МИНСК
"ВЫШЭЙШАЯ ШКОЛА"
1978

669
М 54

Главный редактор
канд. техн. наук, доцент В.С. Пашенко

Редакционный совет:

И.И. Гурдус, А.М. Дмитриевич, Н.П. Жмакин, Е.Б. Ложечников, Л.С. Ляхович, П.А. Пархутик, О.В. Роман, В.П. Северденко, В.И. Харитонович, Д.Н. Худокоормов

В сборнике рассматриваются результаты экспериментальных и теоретических исследований, имеющих преимущественно прикладное значение. Публикуемые материалы освещают вопросы совершенствования технологии производства отливок из черных и цветных сплавов, металловедения и термической обработки металлов, обработки металлов давлением. Сборник предназначен для научных работников и специалистов соответствующих отраслей народного хозяйства.

М $\frac{3100 - 047}{М304(05) - 78}$ 89—78



Издательство "Высшая школа", 1978

РАЗДЕЛ I. ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 662.815(088.8)

Б.Г. Вайтман, канд.техн.наук,
В.А. Скворцов, А.М. Милов,
доцент

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО КОКСОВОГО БРИКЕТА

Необходимым условием промышленного внедрения топливных брикетов из коксовой мелочи в ваграночной плавке является получение такой начальной прочности после прессования, которая обеспечивала бы возможность их транспортирования к месту потребления или складирования. Усилие прессования 10—50 кгс/см² не позволяет обеспечить нужной сырой прочности [1].

Частичное решение этой задачи достигается путем увеличения удельной величины прессования до 400—500 кгс/см², когда достигается начальная прочность в 10—15 кгс/см².

Но такое увеличение не всегда рационально вследствие повышенного абразивного износа, так как оно ограничивается мощностью применяемого оборудования, ведет к значительным затратам энергии, скорейшему выходу из строя технологической оснастки. В то же время возрастание удельной величины прессования не оказывает должного влияния на конечную прочность брикета.

Для определения оптимальных технологических режимов при изготовлении коксовых брикетов проведены исследования по тепловой обработке после прессования с усилием 300 кгс/см².

Брикеты подвергались испытанию на изгиб, сжатие и осыпаемость. Для определения прочности на изгиб изготавливали стандартные прямоугольные образцы размером 40x40x160 мм. Испытания проводили на приборе МИИ-100. Результат фиксировался цифровым счетчиком. Пресс-форма для этих образцов представляла собой разборную конструкцию из четырех отдельных плит, стенок, соединенных по боковым пазам.

Испытания на сжатие и осыпаемость цилиндрических образцов 50x50 мм проводили на гидравлическом прессе ПСУ-10 и в сетчатом барабане.

В процессе исследования образцы из коксовой мелочи подвергали тепловой обработке при температурах 100, 200 и 300 °С и времени 15, 30, 45, 60 и 75 мин.

В состав брикета входили следующие компоненты (в % по массе): коксовая мелочь фракции 0–2,5 мм – 96,0; известняк молотый фракции 0–1 мм – 4,0; жидкое стекло ($m = 2,6$; $\gamma = 1,2 \text{ г/см}^3$) – 14,0 (сверх 100%).

Влажность исходных материалов (коксовой мелочи и известняка) – 1–2%, а готовой смеси – 7–8%.

На рис. 1, а и б представлены зависимости изменения прочностных свойств брикетов на изгиб и сжатие от времени тепловой обработки при различных температурах. Из графиков рис. 1 видно, что тепловая обработка оказывает значительное влияние на прочностные свойства коксового брикета. Так, при температуре 100 °С и времени выдержки 60 мин прочность увеличивается в два раза, а при 300 °С брикет набирает прочность 100–120 кгс/см² уже после 30 мин. Дальнейшая выдержка при такой температуре не оказывает существенного влияния на прочностные характеристики.

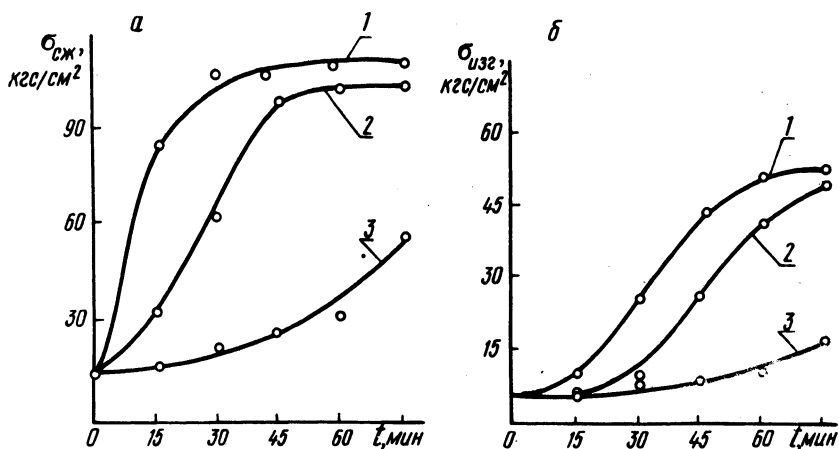


Рис. 1. Влияние продолжительности температурной обработки на прочность брикета при различных температурах: а — на сжатие (1,2,3 — $T = 300, 200, 100^\circ\text{C}$); б — на изгиб (1,2,3 — $T = 200, 150, 100^\circ\text{C}$).

При прочности брикета 100–120 кгс/см² осыпаемость не превышала 1–2%. Введение радиусов по кромке брикета уменьшает осыпаемость.

Резюме. На основании полученных данных рекомендуется применять температурную обработку коксовых брикетов путем

установки проходной печи после прессующего оборудования. При этом температура в печи должна поддерживаться в пределах 250—300°С, а время тепловой обработки — 20—30 мин.

Л и т е р а т у р а

1. Дудецкий Б.Ф. и др. Синтетический коксовый брикет для плавки чугуна в вагранке. — В сб.: Металлургия. Литейное производство и порошковая металлургия, вып. 7. Минск, 1975.

УДК 621.745.554.669.13.6

Г.В. Гордейчик, О.А. Белый, С.Н. Леках, канд. техн.наук, В.Ф. Бернадо, И.Ф. Дворниченко, А.В. Муравский, Л.К. Жоглик

ПОЛУЧЕНИЕ КОВКОГО ЧУГУНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ В ШИХТЕ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

При производстве отливок из ковкого чугуна в металлизационной вагранке используется 40—50% высококачественного стального лома, который не должен повышать в чугуне содержание хрома свыше 0,08%. В противном случае процесс отжига отливок на первой и особенно второй стадиях резко замедляется.

В цехе ковкого чугуна Минского автомобильного завода проведены плавки с частичной и полной заменой стального лома металлизированными окатышами, полученными из богатого Лебединского концентрата. Окатыши содержали 84% общего и 80% металлического железа. Проплавка осуществлялась в вагранках производительностью 18 т/ч, оснащенных комплексом контрольно-измерительных приборов.

Проведенные исследования показали, что введение в шихту до 50% металлизированных окатышей взамен стального лома не затрудняет процесса плавки и способствует стабилизации химического состава ваграночного чугуна.

Снижение содержания хрома и стабилизация химического состава чугуна при замене стального лома металлизированными окатышами оказывает положительное влияние на сокращение продолжительности отжига и получения заданных механических свойств отливок. Отжигаемость исследовалась в лабораторных

Таблица 1. Влияние хрома на структуру и твердость синтетического ковкого чугуна после 1 ч отжига на первой стадии

Наименование	Содержание хрома, вес. %				
	следи	0,02	0,04	0,06	0,08
Число включений графита	360	180	130	70	60
Площадь цементита, %	0,5	2	7	9	13
Твердость, HB	240	250	260	280	320

Таблица 2. Влияние хрома на количество феррита и твердость синтетического ковкого чугуна после 4-х часов отжига на первой стадии и 2-х часов отжига на второй стадии

Наименование	Содержание хрома, вес. %				
	следи	0,02	0,04	0,06	0,08
Площадь феррита, %	80	60	40	25	15
Твердость, HB	150	170	190	210	230

условиях на образцах из ковкого чугуна заводского состава и синтетического чугуна, полученного на основе металлизированных окатышей. Использование данного материала в качестве шихты обеспечивало содержание хрома в сплаве на уровне следов. Влияние добавок хрома на процесс графитизации при отжиге синтетического чугуна приведено на табл. 1 и 2.

В исходном чугуне, выплавленном из окатышей, распад эвтектического цементита происходил чрезвычайно быстро. Этому способствовало образование большого числа центров графитизации. По мере увеличения содержания хрома в чугуне количество центров кристаллизации графита резко сокращалось (табл.1). Причем процесс распада цементита особенно замедлялся при содержании хрома свыше 0,04—0,06%. Продолжительность второй стадии отжига практически линейно зависит от содержания хрома в чугуне. Отрицательное влияние хрома связано с тем, что он растворяется преимущественно в цементите и повышает его устойчивость.

Аналогичные результаты были получены и при исследовании отжигаемости образцов из промышленного чугуна МАЗ, выплавленного на исходной шихте с применением окатышей. Следовательно, применение чистого по хрому металлизированного железорудного сырья обеспечивает сокращение режима отжига отливок.

Резюме. Так как стоимость окатышей при промышленном их производстве не превышает 30—35 руб./т, то замена ими 50% стального лома не только позволяет повысить качество литья из ковкого чугуна и сократить время отжига, но и снизить его себестоимость на 5—9 руб./т

Д.Н. Худокормов, докт.техн.наук,
В.М. Королев, канд. техн. наук,
И.В. Дорожко

К МЕТОДИКЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ

Несмотря на очевидную важность жидкотекучести для литейных сплавов, среди исследователей до сих пор нет единого мнения как по вопросам влияния различных факторов на жидкотекучесть, так и по самому понятию термина "жидкотекучесть". В зарубежной литературе наиболее часто используется термин "текучесть", которая является обратной величиной вязкости жидкости. Некоторые авторы [1] считают целесообразным определять "текучесть" жидких металлов (по спиральной пробе) и их "жидкотекучесть" (по образцам в виде полос разной толщины).

Предлагается [2] вообще исключить жидкотекучесть из номенклатуры терминов, оценивающих свойства литейных сплавов, а о способности сплава к заполнению формы судить по практическому перегреву (отношению температуры заливки сплава к температуре его ликвидуса) и "сливаемости". Отмечая несостоятельность этого предложения, авторы работы [3] считают необходимым до разработки более совершенной пробы для определения жидкотекучести стандартизировать наиболее широко применяющуюся — спиральную пробу.

Жидкотекучесть нельзя отождествлять с заполняемостью, под которой следует понимать возможную при данных условиях степень завершенности процесса заполнения полости формы с четко воспроизведенными ее контурами. Жидкотекучесть является одним из технологических факторов, определяющих заполняемость, и зависит также от физико-химических свойств расплава (главным образом, от вязкости, плотности), обусловленных в первую очередь химическим составом и температурой. Кроме жидкотекучести, на заполняемость формы важное (иногда решающее) влияние оказывают гидродинамические условия заливки и свойства литейной формы. Поэтому большинство технологических проб для определения жидкотекучести характеризует скорее заполняемость формы, чем жидкотекучесть расплава.

Многообразие проб и методик определения жидкотекучести, а точнее заполняемости формы, не дает, однако, сравнимых результатов. Подтверждением этому могут служить исследования по влиянию температуры заливки на жидкотекучесть чугуна.

Исследование жидкотекучести чугуна (3,25%С; 1,73% Si; 0,45% Mn; 0,11% S и 0,1 P) проводилось способом вакуумного всасывания [4] и по спиральной пробе. Заливка спирали осуществлялась в сухие разовые песчаные формы путем выпуска жидкого металла из специальной стопорной мерной чаши при достижении в ней расплавом заданной температуры. Температура жидкого чугуна измерялась платино-платинородиевой термпарой погружения, защищенной тонкостенным кварцевым колпачком, и регистрировалась с помощью ПП-63.

Для измерения жидкотекучести вакуумным всасыванием использовались кварцевые трубки с внутренним диаметром 2,6 и 2,4 мм. Мерой жидкотекучести являлась высота подъема столба металла в вертикально установленную трубку при разрежении 120 мм рт.ст. Температура расплава контролировалась непосредственно в тигле, из которого производился отбор проб.

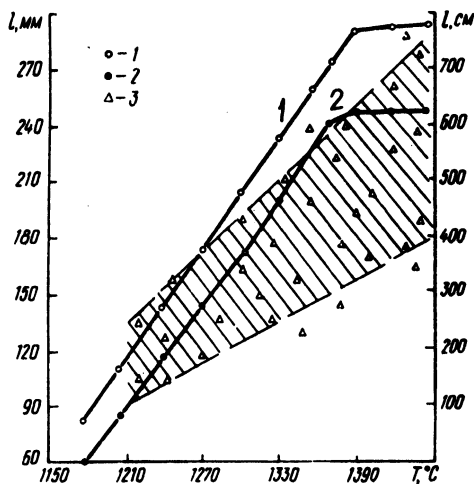


Рис. 1. Влияние температуры и внутреннего диаметра трубки на жидкотекучесть: 1, 2 — трубки \varnothing 2,6 мм и 2,4 мм соответственно; 3 — по спирали.

Температурная зависимость жидкотекучести, определенная вакуумным всасыванием (кривые 1, 2) и по спиральной пробе, представлена на рис. 1. Наблюдаемый незначительный прирост жидкотекучести с увеличением перегрева по пробе вакуумного всасывания объясняется, вероятно, изменением строения жидкого чугуна. Для доказательства этого и, безусловно, только косвенного, опыты проводились на более легкоплавком металле — алюминии чистотой 99,995%. Плавка алюминия и отбор проб осуществлялись в атмосфере аргона в алундовых тиглях. Полученные результаты приведены на рис. 2. На этом же рисунке воспроизведена приводимая в работе [5] кривая из-

менения плотности жидкого алюминия чистотой 99,98%, выплавленного также в атмосфере аргона и алундовых тиглях. Закономерно чередующиеся изменения плотности расплава алюминия объясняются ступенчатым размытием группировок ближнего порядка [5]. Изменение плотности и жидкотекучести в зависимости от температуры имеет примерно одинаковый характер, что подтверждает возможность существенного влияния некоторых физико-химических свойств расплавов на их жидкотекучесть.

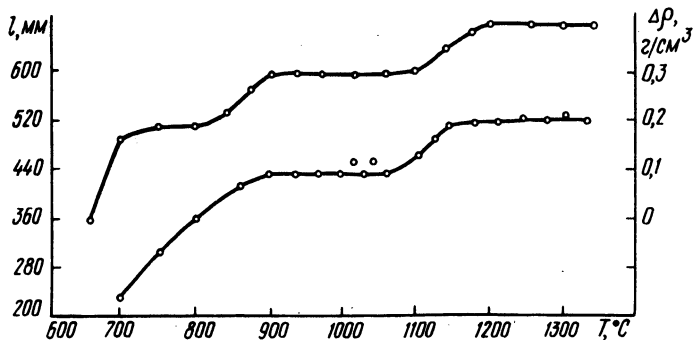


Рис. 2. Влияние температуры на жидкотекучесть и изменение плотности [5] чистого алюминия.

Однако, несмотря на ряд преимуществ, способ вакуумного всасывания при определении жидкотекучести еще не нашел широкого применения. С целью выявления возможностей более широкого использования способа вакуумного всасывания была проведена серия экспериментов по отработке методики определения жидкотекучести. При этом исследовалось влияние внутреннего диаметра кварцевой трубки и разрежения на изменение высоты подъема жидкого металла (рис. 3). Полученные данные свидетельствуют о том, что увеличение или уменьшение внутреннего диаметра трубки на 0,1 мм вызывает соответственное

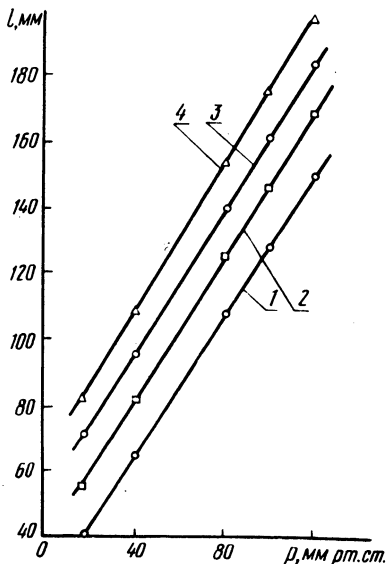


Рис. 3. Изменение жидкотекучести в зависимости от внутреннего диаметра трубки и разрежения (p) при $t = 1300^\circ\text{C}$: 1— $\varnothing 2,25$ мм; 2—2,4 мм; 3—2,5 мм; 4—2,8 мм.

и изменение в показателях жидкотекучести на 15—20%. Аналогичное влияние оказывает и изменение разрежения.

О влиянии температуры на высоту подъема металла в трубке с различным внутренним диаметром можно судить по данным, приведенным на рис. 1. Так, высота подъема металла в трубке диаметром 2,4 мм при температуре 1350°С равна длине пробы, отобранной при температуре 1310°С, в трубке диаметром 2,6 мм.

При строгом соблюдении температуры, внутреннего диаметра кварцевой трубки и разрежения погрешность опыта при определении жидкотекучести вакуумным всасыванием не превышает 5%. Следовательно, этот способ обеспечивает высокую воспроизводимость результатов и является достаточно чувствительным, что позволяет вести поиск закономерностей, связывающих жидкотекучесть и строение расплавов с их физико-химическими свойствами.

Л и т е р а т у р а

1. Seshadri M., Ramachandran A. Fluidity and Castings Fluidity of Molten Cast iron. -- "Mod. Cast", 1964, № 5. 2. Рабинович А.Р. Письмо в редакцию. -- "Литейное производство", 1975, № 6. 3. Вареник П.А., Примеров С.Н. О жидкотекучести сплавов. -- "Литейное производство", 1976, № 5. 4. Нехендзи Ю.А., Гиршович Н. Г., Егоров Е.И. Новый способ определения жидкотекучести сплавов вакуумным всасыванием. -- "Заводская лаборатория", 1955, № 1. 5. Филиппов Е.С., Крестовников А.Н. Структурно-перитектические превращения в жидких сплавах с каскадом перитектических превращений. -- "Изв. вузов. Черная металлургия", 1974, № 9.

УДК 669.131.6

В.М. Королев, канд.техн.наук,
Б.А. Чепыжов

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОКРЕМНИСТОГО КОВКОГО ЧУГУНА

Основным способом получения ковкого чугуна с зернистым перлитом является легирование его карбидообразующими элементами и применение соответствующих режимов термообра-

ботки. Однако эти методы имеют существенные недостатки, связанные с увеличением продолжительности графитизирующего отжига, понижением жидкотекучести, которая считается одной из важнейших характеристик сплава при получении тонкостенных отливок.

В работе изучалось влияние меди на технологические свойства ковкого чугуна и возможность частичного исключения из его состава кремния.

Чугун с содержанием С - 2,6--2,8%; Mn -- 0,15--0,25%; S - 0,02%; P - 0,04%; Si - 0,30--1,25%; Cu-- 0,25--1,5% выплавлялся в высокочастотной печи с кислой футеровкой. В качестве шихтовых материалов использовали высечку стали 3, технически чистый кремний, электролитическую медь. Для науглероживания применялся электродный бой.

Медь и кремний вводились после расплавления металла, затем чугун перегревался до температуры 1450--1500^oС и заливался по формам для получения образцов на механические испытания и изучения процессов структурообразования при отжиге. Жидкотекучесть чугуна определялась методом вакуумного всасывания в кварцевую трубочку при постоянном разрежении.

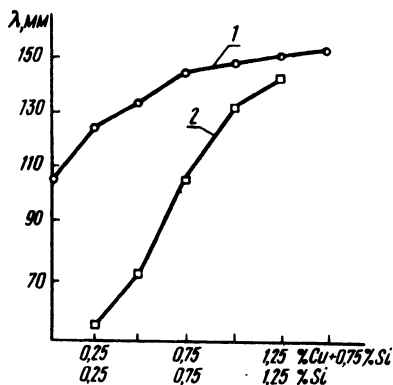


Рис. 1. Влияние Cu (1) и Si (2) на жидкотекучесть синтетического чугуна.

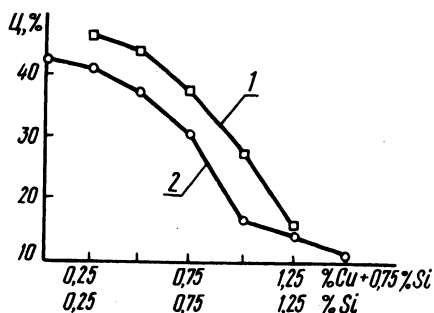


Рис. 2. Влияние Si (1) и Cu (2) на скорость распада цементита при отжиге белого чугуна на ковкий ($\tau = 1$ ч).

На рис. 1 показано влияние меди на жидкотекучесть синтетического ковкого чугуна, содержащего 0,75% Si. Для сравнения приведено влияние кремния на жидкотекучесть безмедистого чугуна. Чугун, содержащий 0,75% Si и 0,75--1,5% Cu имеет лучшую жидкотекучесть, чем обычный кремнистый чугун при содержании кремния в пределах 1--1,25%, что соответствует оптимальной концентрации его в промышленных ковких чугунах.

Улучшение жидкотекучести ковкого чугуна, вероятно, вызвано тем, что медь образует тройную эвтектику, температура плавления которой на $25\text{--}30^\circ$ ниже температуры плавления двойной эвтектики Fe—C сплава [1].

Влияние меди на скорость распада цементита в процессе отжига белого чугуна на первой стадии приведено на рис. 2. Полученные данные свидетельствуют о лучшей отжигаемости низкокремнистого медистого чугуна при содержании 1,0% Cu и более. При этом с увеличением содержания меди в сплаве улучшается форма и распределение графитовых включений. В кремнистом чугуне при содержании кремния более 0,75% происходит укрупнение графитовых включений и форма их ухудшается.

Сравнительный микроструктурный анализ образцов нелегированного и легированного медью чугуна в процессе сфероидизирующего отжига при 720° показал, что медь ускоряет процесс сфероидизации эвтектоидного цементита, повышает плотность и дисперсность перлита.

Легирование низкокремнистого ковкого чугуна медью позволяет получить структуру зернистого перлита по сравнительно простому режиму отжига, включающему нагрев и выдержку отливок на первой стадии при температуре 960°C с последующей нормализацией, сфероидизирующий отжиг при температуре 720°C в течение 4 ч. Наибольшая плотность зернистого перлита наблюдается в образцах с повышенным содержанием меди.

Резюме. Введение меди в состав ковкого чугуна позволяет улучшить его жидкотекучесть, ускорить процесс отжига отливок на первой стадии и сократить время сфероидизирующего отжига.

Л и т е р а т у р а

1. Пивоварский Е. Высококачественный чугун. Т. 2. М., 1965.

Д.Н. Худокормов, докт.техн.наук,
 М.Н. Мартынюк, канд.техн.наук,
 Е.И. Шитов, М.М. Бондарев, А.Г.
 Слуцкий

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОГЕОМЕТРИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЧУГУНА, РАБОТАЮЩЕГО В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Период приработки узла трения выражается разностью параметров исходной и эксплуатационной шероховатости поверхности трения, которая определяется условиями работы трущейся пары (скоростью скольжения, удельной нагрузкой, режимом смазки) и комбинацией материалов, образующих пару трения.

В работе изучалось влияние скорости скольжения на шероховатость поверхности трения чугуна СЧ 21-40 в период установившегося износа. Образцы истирались по стали 45 ($HR_{C} = 62$ ед.) без смазки при постоянном удельном давлении $4,0 \text{ кг/см}^2$. Конструкция машины трения давала возможность изменять скорость относительного перемещения образца по поверхности контртела от 0,2 до 5 м/с (табл. 1).

Максимальная шероховатость поверхности трения при нарастающей скорости скольжения в период установившегося износа зависит от ряда процессов, происходящих на контактируемой поверхности. Высокие температуры, возникающие в результате деформации поверхности трения, приводят к ее интенсивному окислению и образованию окисной пленки, препятствующей адгезионному взаимодействию трущихся материалов.

При скорости скольжения более 2,5 м/с температура на поверхности фактического контакта образец--контртелo достигает $450-520^{\circ}\text{C}$. При этой температуре происходит окисление металла и начинается процесс перехода окиси железа в закись Fe_3O_4 , которая в данном случае выступает в роли смазки.

Таблица 1. Влияние скорости скольжения на шероховатость поверхностей трения

Скорость скольжения	Высота микронеровностей, мк	Износ, г/1000м
0,2	0,18	0,008
0,60	0,40	0,012
1,0	0,60	0,016
2,5	0,90	0,024
3,7	0,40	0,014
5,0	0,21	0,010

Адгезионное взаимодействие поверхностей пары трения, увеличивающееся при повышении скорости скольжения и, следовательно, температуры в области контакта, при слабом окислении приводит к росту шероховатости. Поэтому при достижении определенной величины шероховатости при данных скоростях ведущую роль начинают занимать окислительные процессы, снижающие адгезионные взаимодействия. Это приводит к уменьшению шероховатости и увеличению площади фактического контакта поверхностей трения, что в свою очередь снижает удельное давление и коэффициент трения.

Установлено, что процесс приработки пары трения заканчивается после достижения истирающейся поверхностью шероховатости определенной величины. Эксплуатационная шероховатость является функцией скорости относительного перемещения поверхностей трения.

УДК 669.14

Е.И. Бельский, докт.техн.наук,
В.М. Пикуло, канд.техн.наук,
Н.С. Траймак

ИЗМЕНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ВВЕДЕНИИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

В работе исследовалось влияние различных легирующих элементов на износостойкость среднеуглеродистой стали. Полученные при этом данные сопоставлены с твердостью экспериментальных образцов. Содержание легирующих элементов в экспериментальных сталях и их твердость после закалки, закалки и отпуска при 500°C (1 ч) представлены в табл. 1. Содержание углерода во всех сталях соответствует содержанию его в стали 40.

Таблица 1

Номер плавки	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
Вводимый элемент	Сталь 40	Si		Mn		Cr		Ni		Mo		W		Cu		Al	
Содержание в стали, %		1,0	2,0	1,0	2,0	1,0	2,0	1,0	2,0	0,3	0,6	1,0	2,0	0,3	0,6	0,5	1,0
HRC																	
после закалки	53	50	51	53	54	54	56	54	56	54	55	56	57	53	54	52	51
HRC																	
после отпуска	26	26	29	26	27	31	36	27	28	33	37	32	36	27	29	28	24

Полученные данные показывают, что такие легирующие элементы, как хром, молибден и вольфрам значительно повышают твердость после закалки и замедляют ее падение в результате отпуска. Кремний, марганец, никель, медь и алюминий практически не изменяют твердость стали после закалки или же незначительно ее увеличивают. Эти же элементы не замедляют падение твердости в процессе отпуска, за исключением кремния. Подобное влияние кремния, очевидно, связано с замедлением диффузии углерода в железе, что уменьшает степень разупрочнения мартенсита [1].

Испытания на износ проведены на установке, разработанной на кафедре металловедения Белорусского политехнического института по методике, описанной в работе [2]. Исследования осуществлялись в различных условиях, которые выбраны таким образом, чтобы воспроизводились различные по характеру и интенсивности виды износа: окислительный износ и износ в условиях значительной пластической деформации поверхностного слоя образца.

Введение легирующих элементов в среднеуглеродистую сталь приводит к повышению ее износостойкости во всех случаях в условиях, когда износ имеет окислительный характер. При этом увеличение содержания легирующего элемента обеспечивает снижение уровня износа. По влиянию на износостойкость в данном случае легирующие элементы расположились в следующий ряд (по мере убывания): Si, W, Cr, Mo, Al, Mn, Ni, Cu.

Влияние кремния и хрома, а также алюминия может быть связано с увеличением при введении этих элементов в сталь химической пассивности поверхности износа. Вследствие высокого сродства этих элементов к кислороду возможна их диффузия из внутренних слоев стали к поверхности. При этом достаточно небольшого количества кремния, хрома и алюминия в стали, чтобы на поверхности образовалась тонкая и плотная пленка окислов.

Влияние вольфрама и молибдена, очевидно, связано с их способностью образовывать специальные карбиды с высокими механическими и физическими свойствами [3].

Ужесточение условий испытаний за счет повышения давления с 40 до 350 кгс/см² обуславливает изменение характера износа, при котором большее значение приобретает смятие материала вблизи контактной поверхности. В этом случае кремний не увеличивает, а уменьшает износостойкость стали, что согласуется с выводами, сделанными в работе [3]. Стали, ле-

гированные другими элементами, имеют как и в предыдущем случае более высокую износостойкость в сравнении с простой углеродистой сталью. Ряд влияния легирующих элементов на износостойкость представляется при этом следующим: W, Mo, Cr, Al, Cu, Mn, Ni, Si. Благоприятное влияние вольфрама, молибдена, хрома обусловлено повышением при введении их в сталь теплостойкости, которая в данном случае преобладания смятия определяет износостойкость.

Резюме. Исследования показали, что легирование стали сильными карбидообразующими элементами повышает твердость и износостойкость в широком интервале давлений и изменений характера износа.

Л и т е р а т у р а

1. Завьялов А.С., Сенченко М.М. Влияние легирующих элементов на процессы отпуска стали. — *МиТОМ*, 1959, №12.
2. Бельский Е.И., Пикуло В.М. К методике прецизионных испытаний на износ диффузионноупрочненных сталей. — В сб.: *Металлургия*, вып. 4. Минск, 1973.
3. Тылкин М.А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. М., 1971.

УДК 621.74:669.715

А.М. Галушко, канд.техн.наук,
Б.М. Немененок, Г.В. Довнар

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ НА СВОЙСТВА СПЛАВА АЛ4

В настоящее время вторичные сырьевые материалы практически не используются в производстве алюминиевого литья ответственного назначения. Это обусловлено повышенной загрязненностью вторичных чушковых сплавов примесями железа, неметаллическими включениями и газами.

Нейтрализация вредного влияния железа на свойства алюминиевых сплавов производилась путем микролегирования.

Для выбора эффективной добавки и ее оптимальной величины проводились опыты по обработке синтетического алюминиевого сплава серой и натрием при различном содержании железа. Состав силумина соответствовал марке сплава АЛ4 ($Si = 10\%$; $Mg = 0,2\%$; $Mn = 0,3\%$). Результаты плавки приведены в табл. 1.

Таблица 1. Влияние микролегирования на свойства синтетического силумина с различным содержанием железа

Величина добавки, вес. %	Механические свойства силумина							
	литое состояние				после термообработки			
	$\sigma_{\text{в}}$, кг/мм ²		δ , %		$\sigma_{\text{в}}$, кг/мм ²		δ , %	
	0,6% Fe	1,0% Fe	0,6% Fe	1,0% Fe	0,6% Fe	1,0% Fe	0,6% Fe	1,0% Fe
Исходный сплав	18,0	17,0	5,0	4,0	28,0	26,5	2,5	1,0
0,05 S	19,8	17,8	5,5	5,2	29,1	28,3	3,2	1,9
0,1 S	19,7	17,7	5,2	4,8	29,9	28,0	3,0	1,9
0,05 Na	19,4	16,9	5,8	4,5	28,6	26,8	3,3	1,2
0,1 Na	20,4	16,8	5,7	4,5	29,5	26,2	3,5	1,2

Из табл. 1 видно, что в силумине, содержащем 0,6% железа, добавки натрия повышают прочность и пластичность сплава в литом состоянии.

Более эффективное влияние серы на прочностные и пластические свойства силумина с высоким содержанием железа, очевидно, связано с тем, что под действием серы включения железосодержащей фазы приобретают округлую форму. Влияние натрия ограничивается только модифицированием эвтектики Al--Si.

При анализе влияния микролегирующих добавок определялось также наиболее эффективное количество рафинирующего флюса. Эти опыты проводились с использованием сплава АК9, который является вторичным аналогом силумина марки АЛ4. Для очистки расплава от неметаллических включений применялся жидкий универсальный флюс следующего состава: KCl--40%; NaCl --35%; Na₃AlF₆--15%; NaF--10%. Результаты опытов приведены в табл. 2.

Видно, что наиболее эффективно влияет на свойства сплава АК9 комплексная обработка расплава универсальным флюсом и серой. Из табл. 2 также следует, что обработка расплава по последнему варианту обеспечивает получение свойств на уровне сплава АЛ4. Однако следует учесть, что содержание меди в чушковом сплаве АК9 может достигать 1,0%, а общая сумма всех нежелательных примесей находится на уровне 2,4%. К сплаву АЛ4 по чистоте предъявляются более жесткие требования.

Таблица 2. Влияние микролегирования на свойства сплава АК9 (Fe=0,8%; Cu =0,6%)

Величина добавки, вес. %	Механические свойства сплава АК9			
	литое состояние		после термообработки	
	$\sigma_{\text{в}}$, кг/мм ²	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$, кг/мм ²	δ , %
Исходный сплав	18,5	2,9	25,8	1,5
0,05 S	20	3,8	27,6	2,5
0,5 флюса	19,8	3,9	27,3	2,7
1,0 флюса	19,5	3,8	26,7	2,6
0,05S + 0,5 флюса	21,0	5,5	27,7	3,5

Таблица 3. Влияние микролегирования и рафинирования на свойства силумина (10% Si 0,5% Fe 0,3% Mn 0,25% Mg) с 30% сплава АК9

Состояние сплава	Механические свойства в литом состоянии		
	$\sigma_{\text{в}}$, кг/мм ²	НВ, кг/мм ²	δ , %
Исходный силумин	18,2	54	6,0
+30% АК9	17,8	57	3,0
+30% АК9, 0,05% S и 0,5% флюса	19,8	58	5,5

ния. Расчеты показывают, что количество сплава АК9 в шихте не должно превышать 30%. Механические свойства силумина с указанным количеством в шихте вторичного сырья показаны в табл. 3.

Из табл. 3 следует, что при замене 30% первичного сырья вторичным сплавом АК9 с последующим микролегированием серой и обработкой флюсом, механические свойства сплава АЛ4 остаются достаточно высокими.

Резюме. На основании приведенных в работе исследований следует, что частичная замена первичных шихтовых материалов вторичным сырьем с последующим рафинированием жидким универсальным флюсом и микролегированием не ухудшает механических свойств сплава АЛ4. Результаты исследований внедряются на Минском моторном заводе.

УДК 621.74:669.715

А.М. Галушко, канд.техн.наук,
Г.В. Довнар, Б.М. Немене -
нок

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ И СОЕДИНЕНИЙ НА ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА АЛЮМИНИЯ

В работе изучено влияние микролегирования на величину переохлаждения алюминия марки А995 с одновременной оценкой действия вводимых присадок на его макроструктуру. В опытах применена методика термического анализа с использованием в качестве регистрирующего прибора пирометра ФПК-59. Величина переохлаждения фиксировалась с точностью до $\pm 0,06^{\circ}\text{C}$.

На рис. 1 представлена зависимость числа зерен алюминия на единице площади шлифа и переохлаждение расплава от величины вводимой добавки элементов 4-го периода. Анализ кон-

центрационных зависимостей числа зерен и переохлаждения показывает, что при определенной величине добавки наблюдается резкий перегиб кривых. Так, при введении титана, ванадия и хрома можно считать, что критическая концентрация составляет соответственно 0,2; 0,1 и 0,4%, что весьма близко совпадает со значениями концентрации элементов в перитектике. Переохлаждение жидкого расплава при этом уменьшается с 3 до 1—0,5°С, число зерен увеличивается в 2,5—10 раз. Наиболее эффективным измельчением зерна является титан. В опытах установлено, что добавки марганца могут измельчать зерно алюминия более чем в три раза при введении его в количестве свыше эвтектического (эвтектика содержит 1,82% Mn).

Резкое возрастание микролегирующего эффекта и снижение переохлаждения расплава при добавках переходных металлов свыше трехфазной точки могут быть связаны только с появлением дополнительных центров кристаллизации, которыми являются частички первичных фаз.

С точки зрения термодинамики гетерогенного затвердевания качество подложки как катализатора характеризуется косинусом краевого угла смачивания. Увеличение доли сильных ковалентных и ионных связей влечет за собой ухудшение смачивания. В работах В.С. Синельниковой [1,2] установлено, что наиболее прочными в энергетическом отношении алюминиды являются те, которые образованы переходными металлами с заполненной d-электронной оболочкой (в частности, d-оболочки, содержащей 5 и 10 электронов). При этом такие алюминиды могут даже проявлять полупроводниковые свойства, т.е. являться кристаллами с ковалентным типом связи.

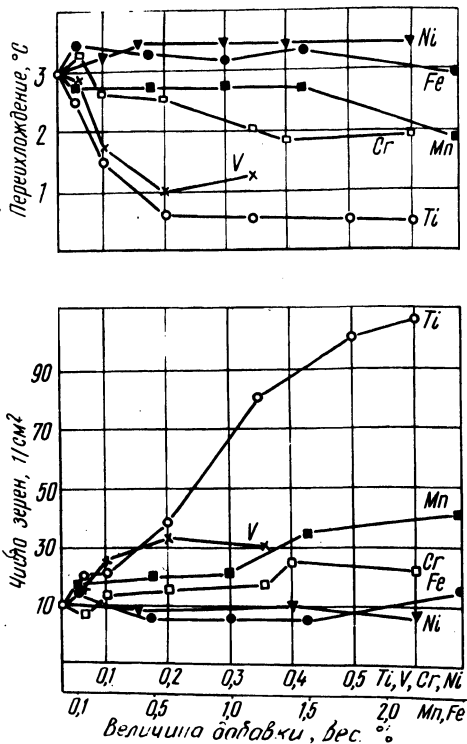


Рис. 1. Влияние добавок некоторых переходных металлов на число зерен и величину переохлаждения алюминия марки А986.

Таблица 1. Смачиваемость алюминием тугоплавких соединений

Соединения	Температура испытаний, °C	Угол смачивания, град
Al ₂ O ₃	800	170
	1200	48
NbN	800	156
	1200	136
CrB ₂	800	96
	1200	36
TiC	700	118
	1150	20
Mo ₂ C	900	118
	1150	20

Таблица 2. Влияние добавок тугоплавких соединений на число зерен алюминия марки А995

Используемые материалы	Температура микролегирования, °C	Число зерен на 1 см ² площади шлифа
Алюминий марки А995 без добавок	800	7
	1200	12
с добавкой: 0,5% Al ₂ O ₃	800	10
	1200	15
0,3% CrB ₂	800	64
	1200	40
0,5% TiC	800	40
	1200	150
0,5% Mo ₂ C	800	40
	1200	200

Наибольший интерес для исследований представляют соединения переходных металлов типа карбидов, нитридов и боридов. Анализ атомного строения этих соединений позволяет предполагать, что смачиваемость их алюминием будет убывать в ряду карбид—борид—нитрид. Минимальные значения угла смачивания наблюдаются у карбидов титана и молибдена, а также боридов хрома и титана (табл. 1) [3,4]. Причем с повышением температуры свыше 1150—1200°C краевой угол смачивания данных соединений резко уменьшается.

Исследовалось влияние величины добавок TiC, Mo₂C, CrB₂ и для сравнения — добавок Al₂O₃ на размер зерен алюминия марки А995. Добавки карбидов титана и молибдена при небольшой температуре (800°C) незначительно измельчают кристаллическое строение слитков (табл. 2). Однако при повышении температуры расплава выше "порога смачиваемости" данные соединения способствуют резкому увеличению числа активных зародышей. Полученный эффект измельчения зерна по своей величине значительно превосходит результат микролегирования алюминия титаном.

Резюме. Исследование процесса микролегирования с помощью термического анализа позволило уточнить некоторые стороны механизма гетерогенного затвердевания и установить принципиальную возможность получения сильного эффекта измельчения зерна алюминия при введении в расплав определенных тугоплавких соединений.

Л и т е р а т у р а

1. Синельникова В.С. Металлохимия алюминидов. — В сб.: Металловедение. М., 1971. 2. Синельникова В.С. и др. Алюминиды. Киев, 1965. 3. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. Киев, 1972. 4. Самсонов Г.В., Эпик А.П. Тугоплавкие покрытия. М., 1973.

УДК 621.746.6:536.238.2

В.Ф. Соболев, канд.техн.наук

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА ДЕНДРИТНУЮ ЛИКВАЦИЮ В СПЛАВЕ

При затвердевании металла на границе раздела твердой и жидкой фаз возникают поверхностные силы. Под действием этих сил образуется поверхностный слой, обладающий избыточной свободной энергией по сравнению с фазами, из которых он образовался. Эта энергия обусловлена различием межмолекулярных воздействий в соприкасающихся фазах. Гиббсом показано, что в условиях равновесия избыточная энергия поверхностного слоя имеет минимальное значение при постоянном объеме кристалла, [1] т.е.

$$\sum (\sigma_i S_i) = \min .$$

Произведение поверхностного натяжения (σ_i) и площади поверхности (S_i) можно рассматривать как свободную избыточную энергию, связанную с поверхностью раздела в системе, в которой температура и химические потенциалы поддерживаются постоянными. Эта энергия является одной из важнейших характеристик фазового равновесия. В связи с этим представляло интерес изучить влияние добавок, изменяющих эту энергию, на распределение элементов сплава.

Исследования проводили на сплаве алюминий — медь. Изучено распределение меди по сечению зерен отливок микролегированных Ca, Sn, Ni. Распределение меди изучали с помощью

микроанализатора "Камека". Добавки вводили в сплав в количестве 0,2%. Результаты экспериментов представлены на рис. 1. Полученные результаты свидетельствуют о том, что введение добавок вызвало изменение микроликвации меди. При введении Ca, Sn в исследуемый сплав содержание меди резко увеличивается при переходе к междоусным участкам, затвердевающим в последнюю очередь. Никель вызывает более или менее равномерное распределение меди по сечению зерна. Наблюдается незначительное повышение содержания ее в междоусных промежутках.

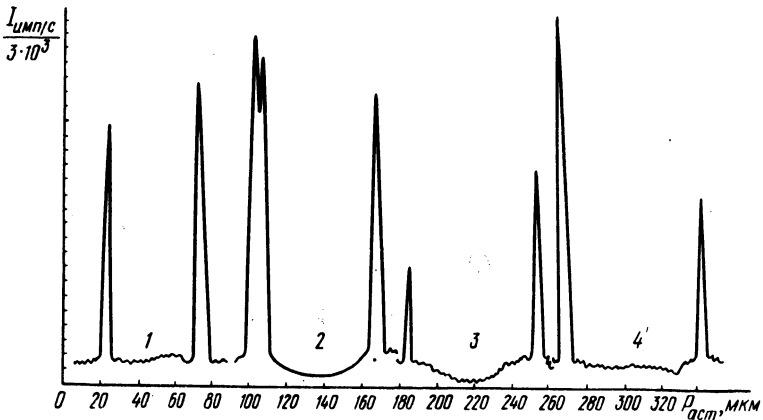


Рис. 1. Распределение меди по сечению зерна в сплаве Al—Cu: 1 — без добавки; 2,3,4 — добавка Ca, Ni, Sn соответственно.

В процессе затвердевания происходит увеличение поверхности растущего кристалла, что, следовательно, приводит к изменению величины $\Sigma (\sigma_i S_i)$. Но в соответствии с положением Гиббса система будет находиться в равновесии, если $\Sigma (\sigma_i S_i)$ имеет минимальное значение при постоянном объеме кристалла, т.е. в нашем случае при постоянном ΣS_i . Следовательно, для достижения равновесия необходимо свести к минимуму суммарную свободную энергию переходного слоя. В этом случае одним из основных процессов, способных привести систему к равновесию, является перенос в поверхностный слой веществ, уменьшающих свободную энергию межфазного слоя, и перенос из поверхностного слоя веществ, повышающих свободную энергию этого слоя.

Таким образом, наличие избыточной свободной энергии вызывает избирательную адсорбцию элементов сплава и перераспределение их между фазами.

Поверхностно-активные добавки (Ca, Sn) адсорбируются в поверхностном слое, уменьшая там концентрацию меди и увеличивая ее в жидкой фазе. В результате медь оттесняется фронтом кристаллизации в участки, затвердевающие в последнюю очередь. Инактивный элемент (Ni) усиливает адсорбцию меди в поверхностном слое, уменьшая ее концентрацию в жидкой фазе, в результате медь более равномерно распределяется по сечению зерна.

Резюме. Характер адсорбции элементов в поверхностном слое оказывает значительное влияние на распределение их при затвердевании сплава.

Л и т е р а т у р а

1. Гиббс Д.В. Термодинамические работы. М., 1950.

УДК 621.745.35:621.365.4

С.С. Гурин, канд.техн.наук

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ВАКУУМНАЯ ПЕЧЬ

Для исследования строения и различных свойств металлических расплавов необходима высокотемпературная печь, способная работать в условиях вакуума или инертной среды. Представленная на рис. 1 печь была разработана для изучения диффузии различных элементов в расплавах на основе железа. Печь состоит из водоохлаждаемого корпуса 9, водоохлаждаемой крышки 4 со штоками обслуживания 3 и 2, токопроводников 8, системы отражателей 7 и электронагревателя 5, выточенного из высококачественного графита марки МГ-1. Питание печи осуществляется от силового трансформатора, позволяющего путем различного соединения его обмоток подавать на токоподводники ток, сила которого может достигать 3800А при напряжении от 21 до 3В. Мощность, подаваемая на печь, может плавно регулироваться до 40 кВа с помощью авторегулирующего трансформатора, который плавно меняет параметры тока, подаваемого на первичную обмотку силового трансформатора [1].

Печь может работать как в условиях нейтральной среды, так и разрежения. Для этого нужно через штуцер 11 подключить ее либо к форвакуумному насосу, либо к баллону с газом.

Для ликвидации магнитного поля внутри нагревателя 5 он выполняется в виде стакана, а ток подводится к обоям его тор-

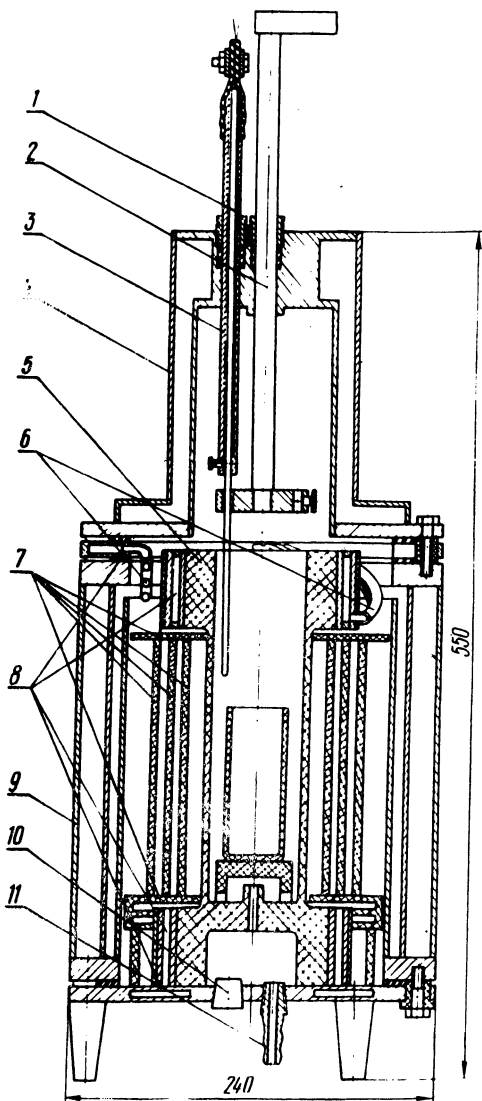


Рис. 1. Высокотемпературная вакуумная печь.

трубок выбирается в пределах 3—4 мм для обеспечения подачи через них достаточного количества охлаждающей воды. Во избежание взрыва в случае попадания воды внутрь печи предусмотрен взрывопредохраняющий клапан 10.

Температура расплава или пространства внутри печи контролируется термоларой 1, пропускаемой через штوك 3. В

цам. Внутри нагревателя электромагнитного поля нет. Такая конструкция нагревателя позволила избежать перемешивающего действия на расплав электромагнитного поля и дала возможность плавить металл в пальцевых тиглях.

Подвод электрического тока к обоим торцам нагревателя значительно усложнил конструкцию печи. Токпроводники выполнены в виде незамкнутых водоохлаждаемых колец, охватывающих торцы нагревателя и стягиваемых специальными хомутами. Подача электроэнергии к кольцу верхнего торца нагревателя осуществляется через систему гибких водоохлаждаемых медных трубок 6, изогнутых в виде дуг. Это позволяет нагревателю относительно свободно расширяться при нагревании. Диаметр трубок должен быть по возможности меньше, чтобы оказывать меньшее сопротивление расширению нагревателя. Однако уменьшение диаметра увеличивает возможность перегрева трубок и их расплавление. Поэтому внутренний диаметр

штоке 2, выполненном полым, может быть установлен глазок для наблюдения.

Резюме. Предлагаемая печь позволяет проводить исследования с различными материалами при температурах до 2000°C в среде инертного газа или в условиях разряджения без воздействия на расплав электромагнитного поля нагревателя.

Л и т е р а т у р а

1. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. М., 1969.

УДК 621.742.08

Ю.П. Ледян, канд.техн.наук,
Д.М. Кукуй,канд. техн.наук

ЭЛЕКТРООСМОТИЧЕСКИЙ СПОСОБ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПОДСУШКИ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Эффективность способа электроосмотического обезвоживания может быть значительно повышена при использовании в качестве анода мелкодисперсного токопроводящего порошка, заполняющего внутреннюю полость формы. Процесс поверхностной подсушки осуществляется следующим образом. Полуформа устанавливается на металлической плите, которая заземляется. Опока соединяется с плитой. Рабочая полость формы заполняется токопроводящим порошком с размером частиц от 0,01 до 2,00 мм. В качестве такого порошка может быть использован графит, медный, алюминиевый, железный или какой-либо другой металлический порошок. На поверхность токопроводящего порошка накладывается плоская пластина, подключенная к положительному полюсу источника постоянного напряжения, отрицательный полюс которого заземлен.

Напряженность постоянного электрического поля следует поддерживать в пределах от 4 до 35 в/см в случае использования связующих веществ, обладающих удельной электрической проводимостью до $15 \cdot 10^{-3} - 19 \cdot 10^{-3} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ (жидкое стекло). В случае применения связующих веществ, обладающих удельной электрической проводимостью до $7 \cdot 10^{-3} - 9 \cdot 10^{-3} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ (сульфитно-спиртовая барда), напряженность постоянного электрического поля поддерживается в пределах от 8 до 50 в/см.

Снижение напряженности приводит к увеличению длительности процесса обезвоживания, а увеличение свыше оптимума -- к

Таблица 1. Влияние напряженности электрического поля на параметры процесса

Напряженность электрического поля E , в/см	Длительность воздействия t , мин	Толщина подсушенного слоя h , мм
5	20	1,5 - 2,0
	60	2,0 - 3,0
	120	5,0 - 6,0
12	20	4,0 - 5,0
	60	6,0 - 8,0
	120	10,0 - 12,0
35	20	8,0 - 10,0
	60	16,0 - 18,0
	120	25,0 - 30,0

значительному разогреву поверхностного слоя формы. Этого явления можно избежать, если увеличивать напряженность поля постепенно. В этом случае напряженность поля может быть повышена до 150—180 в/см для любых связующих веществ, что в 4—5 раз ускоряет процесс. Способ электроосмотической подсушки может быть применен для обезвоживания поверхностного слоя форм, смесь которых приготавливается на водных связующих веществах, отверждающихся за счет удаления влаги.

При наложении постоянного электрического поля происходит повышение концентрации связующего в поверхностном подсушенном слое на 1—1,5% по сравнению со средним содержанием его в смеси, и в результате этого прочностные характеристики подсушенного слоя возрастают на 15—20%. В табл. 1 приведены результаты исследования режимов электроосмотического обезвоживания формы, изготовленной из смеси состава: песок кварцевый 1K02A — 92%, бентонит M1/IT₂ — 2%, жидкое стекло ($\gamma = 1,35 \text{ г/см}^3$, модуль 2,4) — 6%.

После завершения процесса напряжение отключается, металлический анод удаляется и полуформа кантуется, в результате чего токопроводящий порошок высыпается из рабочей полости полуформы. В результате возрастания адгезии в электрическом поле поверхность подсушенного слоя покрывается сплошным равномерным слоем частиц токопроводящего порошка. Наличие этого слоя позволяет осуществлять поверхностное модифицирование или легирование отливок в случае использования в качестве токопроводящего порошка различных модификаторов или же повышать противопопригарные свойства формы. Внутренняя рабочая поверхность полуформы может быть покрыта жидкой водной противопопригарной краской, а затем заполнена порошком и обезвожена. При изготовлении крупных литейных форм токопроводящим порошком заполняют не весь рабочий объем формы, а наносят на рабочую поверхность слой этого порошка толщиной 5—30 мм.

В случае необходимости можно обезвоживать не всю рабочую поверхность формы, а лишь отдельные ее участки.

Резюме. Использование электроосмотического обезвоживания позволяет получать форму с дифференцированными теплофизическими и механическими свойствами, с различной податливостью на отдельных участках рабочей поверхности.

УДК 621.742.08

Д.М. Кукуй, канд.техн.наук,
Ю.П. Лебян, канд.техн.наук

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА АКТИВАЦИИ СВЯЗУЮЩИХ ВЕЩЕСТВ ПЕРЕМЕННЫМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ ПОЛЯМИ

Методика обработки и определения свойств органических связующих материалов переменным электрическим полем ($f = 50$ Гц) и вращающимся электрическим полем (В-полем) изложена в работах [1,2].

Установлено, что эффективность активации связующих материалов зависит в основном от величины напряженности электрического поля и длительности процесса активации. В работе исследовалось влияние воздействия переменных электрических полей на изменение свойств карбамидного связующего М19-62, нашедшего широкое применение при изготовлении стержней из холоднотвердеющих смесей.

В табл. 1 представлены данные по относительному изменению свойств исследуемого раствора связующего вещества после обработки на оптимальных режимах переменным и вращающимся электрическими полями.

Результаты экспериментов свидетельствуют о том, что как переменное, так и В-поле способствуют значительному изменению свойств карбамидного связующего М19-62.

Таблица 1. Влияние переменных электрических полей на относительное изменение свойств карбамидного связующего М19-62

Тип электрического поля	Напряженность электрического поля, В/см	Время обработки, мин	Относительное изменение свойств, %						
			Удельная электропроводность	Электрокинетический потенциал	ΔpH	Условная вязкость	Краевой угол смачивания	Удельная прочность пленки	Время твердения
Переменное ($f = 50$ Гц)	40	10	+34,5	+27,6	+8,1	-20,3	-10,5	+48,0	-36,6
В-поле	40	10	+32,0	+15,8	+6,3	-16,0	-6,5	+31,0	-10,5

Примечание: "плюс" -- увеличение; "минус" -- уменьшение.

Таблица 2. Влияние переменных электрических полей на относительное изменение технологических свойств холоднотвердеющей смеси

Тип электрического поля	Относительное изменение свойств, %					
	Прочность на разрыв	Твердость	Осыпаемость	Текучесть	Газопроницаемость	Скорость твердения
Переменное (f ≈ 50 Гц)	+30,5	+7,8	-51,5	+25,0	+15,5	+25,6
В-поле	+21,6	+6,2	-50,0	+20,0	+10,3	+11,4

В табл. 2 приведены относительные изменения технологических свойств холоднотвердеющей стержневой смеси, состоящей из 96,8% песка 1K02A, 2,2% M19-62 и 1,0% ортофосфорной кислоты, после твердения в течение 60 минут.

Обработка карбамидного связующего материала M19-62 переменными электрическими полями приводит к повышению технологических свойств стержневой смеси, что позволяет не только сократить расход связующего на 15--20%, но и повысить производительность смесеприготовительного оборудования на 20--25% за счет уменьшения времени приготовления смеси и увеличить на 15--20% производительность стержневого участка.

Резюме. Вследствие повышения реакционной способности связующего, электроактивация позволяет интенсифицировать технологический процесс изготовления стержней и улучшить их качество.

Л и т е р а т у р а

1. Дмитриевич А.М., Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Активация связующих веществ электрическими полями. -- В сб.: *Металлургия*, вып. 7. Минск, 1975. 2. Дмитриевич А.М., Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Влияние воздействия электрических полей на свойства связующих веществ. -- В сб.: *Металлургия*, вып.6. Минск, 1974.

УДК 678.746.22

А.М. Дмитриевич, канд.техн.наук,
А.М. Лазаренков, канд.техн.наук

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ С УЧАСТИЕМ ПРОДУКТОВ ДЕСТРУКЦИИ ПЕНОПОЛИСТИРОЛА

Анализ данных исследования продуктов деструкции пенополистирола разных авторов показывает, что наиболее приближенные к условиям литейной формы данные получены в Инсти-

туте проблем литья АН УССР [1]. Они позволили выразить кинетику процесса уравнениями, что дало возможность определять в любой момент времени в процессе заливки формы количество газообразных, твердых и жидких составляющих деструкции пенополистирола. Так, для определения количества жидкой фазы деструкции модели получено уравнение

$$Q_{\text{ж}} = Q_0 - b \cdot \gamma_{\text{мод}} \cdot F \sqrt{\tau}, \quad (1)$$

где Q_0 -- вес образца, г; b -- коэффициент расплавления модели, равный $1,51 \text{ см}^3/\text{см}^2 \cdot \text{с}^{1/2}$; $\gamma_{\text{мод}}$ -- плотность модели, равная в данном случае $0,02 \text{ г}/\text{см}^3$; F -- площадь взаимодействия металла и модели, см^2 ; τ -- время, с.

После подстановки экспериментальных данных в уравнение (1) получим количество жидкой фазы, образующейся за время заполнения формы

$$Q_{\text{ж}} = 6,4 - 1,51 \cdot 0,02 \cdot 16 \sqrt{5} = 5,32 \text{ г.}$$

Определим теперь количество жидкой фазы в момент полного затвердевания отливки. Для этого необходимо знать скорость испарения жидкой фазы до газообразной и твердой составляющих, которую определим по формуле

$$v_{\text{исп}} = \frac{W_{\text{ср}}}{\tau_{\text{ср}}}, \quad (2)$$

где $W_{\text{ср}}$ -- средний вес капли жидкой фазы, г; $\tau_{\text{ср}}$ -- среднее время испарения капли жидкой фазы, с.

Для определения $W_{\text{ср}}$ и $\tau_{\text{ср}}$ были проведены следующие эксперименты.

Пенополистирол нагревали до образования жидкой фазы и затем капали на поверхность жидкого металла ($T = 1350^\circ\text{C}$) и твердого металла (нагретого до 1000°C), замеряя время от момента соприкосновения капли с поверхностью металла до полного разложения с образованием газообразной и твердой составляющих. $W_{\text{ср}}$ и $\tau_{\text{ср}}$ определяли как среднее от 40--50 замеров. Во время проведения экспериментов было замечено, что капля на поверхности металла совершает колебательные движения в результате контакта с металлом через парогазовую фазу, образующуюся при деструкции. Средний вес капли определяли при капании жидкой фазы на поверхность стекла,

где она быстро затвердевала. Средние значения веса и времени испарения капли равны 0,0382 г и 4,2 с. Тогда по уравнению (2) $v_{\text{исп}} = 0,0091$ г/с. Значит, за время заливки формы, снятия теплоты перегрева и кристаллизации металл деструктурирует: $Q_{\text{ж}_2} = v_{\text{исп}} (\tau_{\text{зал}} + \tau_{\text{пер}} + \tau_{\text{кр}}) = 0,0091 \cdot 150 = 1,365$ г жидкой фазы. Это свидетельствует о том, что основная масса жидкой фазы деструктурирует после затвердевания отливки во время охлаждения ее в форме. А это значит, что образующиеся газообразные составляющие будут оказывать большое влияние на газовый режим литейной формы.

Рассмотрим термодинамический процесс, протекающий в литейной форме с газообразными продуктами, образующимися в результате деструкции пенополистирола при заливке жидкого металла. Для этого на основании данных работ [1,2] составим реакции взаимодействия газообразных продуктов деструкции модели, формы и металла и рассчитаем константы равновесия $\lg K$ и изменения изобарных потенциалов ΔZ_t° реакций при различных температурах. Значение $\lg K$ и ΔZ_t° определяли с помощью приближенного метода расчета по уравнениям [3]

$$\lg K = -\frac{\Delta M}{T} + \Delta N; \quad (3) \quad \Delta Z_t^{\circ} = -RT \lg K, \quad (4)$$

где ΔM и ΔN -- числовые функции, определяемые с помощью таблиц [3]; T -- температура, $^{\circ}\text{K}$; R -- универсальная газовая постоянная.

Рассмотрим реакции, протекающие в литейной форме, подробнее. При контакте заливаемого металла с моделью в форме происходит процесс деструкции пенополистирола. В состав газообразной составляющей продуктов деструкции входят H_2 ; CH_4 ; C_2H_2 ; C_2H_4 ; C_2H_6 ; C_6H_6 ; C_7H_8 ; C_8H_8 [1], а также присутствует $\text{C}_{\text{ТВ}}$.

Из состава продуктов разложения и изменения ΔZ_t° видно, что при взаимодействии модели с металлом возможна конечная реакция $\text{C}_8\text{H}_8 = 8\text{C} + 4\text{H}_2$.

Источниками углерода в литейной форме при разложении пенополистирола являются также реакции типа $\text{C}_7\text{H}_8 = 7\text{C} + 4\text{H}_2$. Анализ значений $\lg K$ и ΔZ_t° этих реакций показы-

вает, что они при повышении температуры протекают весьма интенсивно.

Протекание реакций с участием углеводородов и кислорода возможно в первый период — заливки металла в форму. Анализ результатов определенных значений $\lg K$ и ΔZ_t^0 показывает, что эти реакции будут протекать весьма интенсивно. Это также подтверждает отсутствие свободного кислорода в газовой среде. Поэтому реакция окисления в нашем случае практически не будет иметь места.

Оксид углерода, образующаяся в результате реакций взаимодействия углеводородов с кислородом и реакций окисления, при температурах процесса неустойчива и при контакте с железной поверхностью разлагается по реакции $2CO = CO_2 + C$ с образованием атомарного углерода, который поглощается поверхностью.

Обезуглероживание поверхности стальных отливок, наблюдаемое при получении их в формовочной смеси с влажностью 5%, связано с реакциями взаимодействия углерода отливок с водяным паром $C_{тв} + H_2O = CO + H_2$ и $C_{тв} + 2H_2O = CO_2 + 2H_2$. Зависимость $\lg K$ и ΔZ_t^0 от температуры этих реакций показывает, что при высоких температурах реакции газификации углерода водяным паром протекают интенсивно. При температуре ниже $800^\circ C$ преимущественное развитие получает вторая реакция, а при более высоких температурах — первая.

Резюме. Углеводороды являются соединениями, которые увеличивают содержание восстановительных газов в литейной форме и способствуют получению отливок с чистой поверхностью при литье по газифицируемым моделям, а смена восстановительной газовой атмосферы на окислительную наступает через 10—12 мин после заполнения формы жидким металлом.

Л и т е р а т у р а

1. Шуляк В.С. Состояние и перспективы развития метода литья с использованием газифицируемых моделей. — В сб.: Литье по газифицируемым моделям. Киев, 1973. 2. Чечулин В.А., Царевский Б.В. Термодинамический анализ газовых реакций в литейной форме. — В сб.: Взаимодействие литейной формы и отливки. М., 1962. 3. Владимиров Л.П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций. М., 1970.

В.А. Бахмат, канд. техн. наук,
А.М. Михальцов, Г.В. Пав-
лович

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ПОСТОЯННЫХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Наибольшее влияние на снижение долговечности постоянных форм оказывает явление термической усталости [1] материалов. В настоящей работе исследование термостойкости материалов проводилось по следующей методике. Образцы в виде шайб наружным диаметром 30 мм, внутренним диаметром 15 мм и высотой 5 мм, собранные на стальном стержне в количестве 20—25 штук, погружались в ванну с расплавленным свинцом, перегретым до температуры 700°С. После 10-секундной выдержки образцы подвергались охлаждению водяным душем в течение 3 с. Затем цикл повторялся. Испытания проводились на специально созданной автоматической установке с электроприводом, позволяющей регулировать в широких пределах и четко выдерживать заданный режим испытаний.

В первой серии опытов было изучено влияние добавок молибдена, никеля, меди и хрома на термостойкость чугуна. В качестве исходного использовался серый чугун марки СЧ 21-40. Присадки никеля до 1% повышают термостойкость чугуна. Дальнейшее увеличение добавки до 5% не приводит к существенно — му возрастанию эффекта: оптимальной следует считать добавку никеля около 1%. Введение молибдена до 2% также способствует повышению термостойкости чугуна, причем заметное влияние наблюдается уже при добавках свыше 0,8—1,0%. Влияние меди исследовалось в пределах добавок до 2,5%. Оказалось, что уже присадка 0,5% меди обеспечивает увеличение термостойкости. Последняя не претерпевает существенных изменений с дальнейшим увеличением добавок. По эффективности действия на увеличение термостойкости чугуна исследованные легирующие элементы можно расположить в следующий убывающий ряд: молибден (0,8—1%), никель (около 1%), медь (0,5%), хром (25%). Указанные добавки способствуют уменьшению склонности серого чугуна к трещинообразованию при термоциклировании соответственно в 3,3; 2,9; 2,2 и 1,3 раза.

Во второй серии опытов по той же методике исследовалась термостойкость стали 4Х5В2ФС, предварительно подвергнутой азотированию и цементации. С увеличением числа циклов теплосмен возрастание средней глубины трещин в обоих слу-

чаях происходит по монотонной кривой, без существенных различий абсолютных значений. При этом увеличение средней глубины трещин на образцах из цементированной стали происходит несколько интенсивнее, чем на образцах из азотированной стали. Однако глубина максимальной трещины оказывается большей в среднем на 20% у азотированной стали, чем у цементированной. Причем рост максимальной трещины в обоих случаях замедляется после 1000 циклов теплосмен. Склонность исследуемой стали к трещинообразованию при азотировании и цементации снижается в среднем на 10%.

В работе также исследовалась возможность изготовления биметаллической формы из углеродистой стали с формообразующей поверхностью из листового молибдена, что предполагает резкое снижение производственных затрат наряду с обеспечением высокой стойкости пресс-форм.

Для соединения молибдена со сталью в качестве прослойки выбрана медь, так как она обладает высокой теплопроводностью и пластичностью при сравнительно невысокой температуре плавления. Пайку производили в вакууме и в атмосфере аргона при температуре 1200°C. В результате проведенных исследований было установлено, что стабильность результатов резко повышается при введении флюса (V_2O_3) в состав медного порошка. Средняя прочность контактного шва при этом составляет около 22 кг/мм². Столь высокая прочность сцепления связана с диффузией меди в соединяемые поверхности.

Резюме. Эффективность процесса литья в постоянные формы можно повысить как за счет увеличения стойкости форм путем легирования и химико-термической обработки, так и за счет уменьшения их стоимости путем перехода на изготовление биметаллических форм с рабочей поверхностью из термостойких материалов.

Л и т е р а т у р а

1. Петриченко А.М., Горюнов И.И., Крылов В.И. Стержни из молибдена при литье под давлением алюминиевых сплавов. -- "Литейное производство", 1969, № 5.

В.А. Бахмат, канд.техн.наук,
А.М. Михальцов, Т.А. По-
лещук

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГАЗОТВОРНОЙ СПОСОБНОСТИ СМАЗОК ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Качество отливок при литье под давлением существенно зависит от свойств смазок и в первую очередь от их газотворной способности. Однако газотворная способность используемых смазок до настоящего времени изучена недостаточно. Это связано с отсутствием систематических исследований и использованием авторами различных методик.

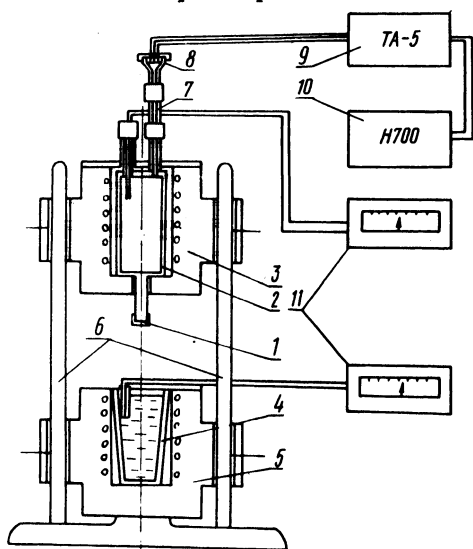


Рис. 1. Схема установки для определения газотворной способности смазок для литья под давлением.

В настоящей работе предложена качественно новая методика для исследования процесса газообразования смазками и их компонентами, применяемыми при литье под давлением. В стальной тонкостенный колпачок 1 (рис. 1) помещается доза исследуемого компонента или смазки. Колпачок с помощью резьбового соединения крепится к тонкостенному наконечнику промежуточной камеры 2. Герметизация камеры достигается с помощью прокладок из отожженной меди. В промежуточной камере, помещенной в электрическую печь сопротивления 3, с помощью лабораторного автотрансформатора поддерживается заданная температура (650—660°C). Нагрев камеры необходим

для предотвращения конденсации паров смазки. Для быстрого нагрева колпачка с дозой смазки используется ванна расплавленного и перегретого до заданной температуры свинца. Необходимая температура свинцовой ванны в тигле 4 поддерживается с помощью электрической печи сопротивления 5, включенной в сеть через лабораторный автотрансформатор. Печи 3 и 5 могут перемещаться по вертикальным направляющим 6 (для обеспечения возможности погружения колпачка 1 в ванну с расплавленным свинцом). Поскольку свинец обладает высокой теплоемкостью, прогрев тонкостенного колпачка происходит очень быстро. Для определения времени, необходимого для прогрева внутренней части колпачка до рабочей температуры ($650\text{--}660^{\circ}\text{C}$), была снята осциллограмма нарастания температуры на донной части колпачка. Оказалось, что прогрев колпачка до рабочей температуры происходит в течение первых 2–3 с.

В реальных условиях смазка наносится на разогретую до $250\text{--}300^{\circ}\text{C}$ поверхность пресс-формы, и значительная часть некоторых смазок успевает испариться или окислиться. Поэтому колпачок с дозой смазки предварительно выдерживался в ванне из расплавленного олова при температуре 300°C в течение 30 с.

Часть смазки или компонента, оставшаяся после предварительной обработки, возгоняется и частично окисляется при погружении колпачка в свинцовую ванну и создает в камере 2 избыточное давление. Камера с помощью специального переходника 7, обладающего минимальной теплопроводностью, сообщается с камерой измерительного устройства 8. В корпусе измерительного устройства находится мембрана с наклеенным на ней тензодатчиком. В работе использован мембранный тензометрический датчик типа ФКМ-20.

Давление образовавшихся газов, фиксируемое датчиком измерительного устройства, передается на усилитель 9 типа ТА-5. Усиленный сигнал записывается с помощью осциллографа 10 типа Н700 на фотобумаге. Температура в тигле 4 и промежуточной камере 2 контролируется милливольтметрами 11 типа МР-64-02.

Предварительные эксперименты показали, что смазка на масляной основе выделяет $400\text{ см}^3/\text{г}$ газов. По данным [1], идентичная смазка даже без предварительной обработки выделяет $168\text{ см}^3/\text{г}$.

Резюме. Разработанная методика позволяет с высокой точностью определять газотворную способность смазочных материалов, используемых при литье под давлением.

Л и т е р а т у р а

1. Айнбиндер А.Б., Дрово секов Б.Г. Влияние газотворной способности смазок на характер заполнения и качество отливок при литье под давлением. -- В сб.: Исследование процессов формирования отливок. Пермь, 1969.

УДК 621.746.047

Г.И. Столяров

ФОРМИРОВАНИЕ ОТЛИВКИ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ СО СТЕРЖНЕМ

Принципиальная схема любого метода непрерывного литья требует постоянства проходного сечения отливки. Для получения отливок сложного профиля, имеющих поднутрения, выступы или поперечные ребра на оси движения отливки в кристаллизаторе, это условие может быть выполнено при использовании в качестве конструктивного элемента разового песчаного стержня (рис. 1).

В начале процесса заполнения полости кристаллизатора на определенную высоту, достаточную для связи затравочного элемента с отливкой, производят при неподвижном положении тянущего устройства. После образования наружного каркаса отливки и затвердевания металла на затравочном элементе начинается непрерывное вытягивание затвердевающей отливки. Дальнейшее формирование отливки происходит у мениска жидкого металла. При контакте жидкого металла с водоохлаждаемой стенкой в верхней зоне кристаллизатора образуется тонкая корочка затвердевающего металла, переходящая на мениск. При движении отливки корочка уходит вниз и прижимается жидкой сердцевиной к рабочей поверхности кристаллизатора, а в месте контакта новых порций металла с кристаллизатором образуется новая корочка.

При установившемся процессе температура рабочей поверхности кристаллизатора в месте контакта с жидким металлом наиболее высокая и достигает значительной величины (более 500°С при литье чугуна). В связи с этим уменьшается интенсивность образования и толщина корочки, зона начала за-

твёрдевания отливки смещается вниз от мениска. Смещение зоны затвердевания вызывает опасность отхода корки от стенки кристаллизатора, затекания металла, разрыва и возникновения различных поверхностных дефектов.

На стержне вследствие его небольшой теплопроводности образование корки происходит значительно ниже мениска и с меньшей интенсивностью. Поэтому лунка жидкого металла оказывается сдвинутой.

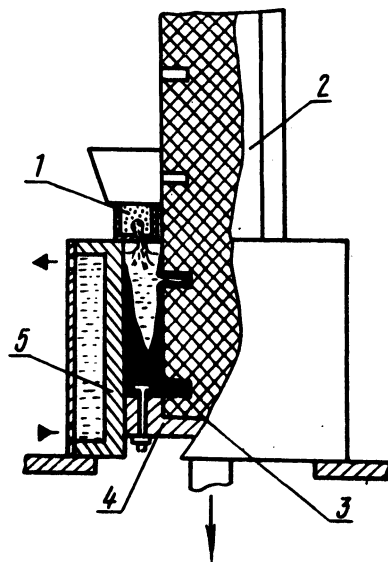


Рис. 1. Принципиальная схема непрерывного литья со стержнем: 1 — литниковая система; 2 — стержень; 3 — отливка; 4 — затравка; 5 — кристаллизатор.

Частично затвердевшая на затравке отливка со стержнем и все время образующаяся и увеличивающаяся по толщине корка непрерывно скользят вдоль стенок кристаллизатора. На выходе из кристаллизатора затвердевшая корка должна иметь толщину, достаточную, чтобы выдержать гидростатический напор жидкой сердцевины. Это условие определяет скорость вытягивания отливки из кристаллизатора и производительность процесса. Толщина корки со стороны стержня не ограничивает скорость вытягивания, так как стержень остается в отливке и после выхода из кристаллизатора.

Выравнивание скорости роста затвердевающей корки может быть достигнуто путем создания в соответствующих сечениях отливки направленного теплоотвода различной интенсивности. Основную роль в регулировании теплоотвода играет конструкция кристаллизатора и его тепловой режим.

Изучение температурного режима кристаллизатора показало, что в процессе работы стенки последнего испытывают цикли-

ческие тепловые нагрузки, изменяющиеся по высоте кристаллизатора. Поэтому при движении в кристаллизаторе отливка проходит различные зоны охлаждения, что оказывает существенное влияние на формирование структуры.

Формирование поверхности отливки связано с подачей и распределением жидкого металла в полости кристаллизатора. Расход металла при непрерывном литье зависит в общем случае от скорости вытягивания отливки, которая в свою очередь определяется скоростью затвердевания, интенсивностью охлаждения и сечением вытягиваемой отливки.

Взаимосвязь этих параметров и необходимость получения определенной структуры отливки ограничивают выбор расхода литниковой системы. Изучение распределения потоков металла при заполнении полости кристаллизатора сложного протяженного сечения показывает значительное преимущество рассредоточенной подачи металла через несколько питателей. Такая подача металла создает более равномерные тепловые нагрузки во всей системе, обеспечивает равномерное распределение температур на зеркале металла, значительно меньшее влияние струи на затвердевшую корку отливки. Однако сечение питателей и, следовательно, их количество ограничены пропускной способностью материала литниковой системы, которая определяется теплопроводностью: чем ниже теплопроводность материала, тем меньшее сечение питателей может быть выбрано для подачи металла в кристаллизатор.

Таким образом, формирование отливки сложного сечения при непрерывном литье со стержнем представляет собой сложный комплекс взаимосвязанных процессов, от правильного выбора оптимальных параметров которых зависит качество отливки.

Весьма характерной для непрерывного литья со стержнем является отливка рейки строгального станка из чугуна СЧ 21-40. Процесс непрерывного литья рейки разработан на кафедре "Машины и технология литейного производства" БПИ, опробован и дал положительные результаты в производственных условиях (отработка процесса проводится на станкостроительном заводе им. Октябрьской революции в г. Минске).

Часть рейки, имеющая поперечные ребра, оформлена песчаным стержнем, а поверхность, на которой должны нарезаться зубья — кристаллизатором.

Учитывая тепловые условия формирования отливки, кристаллизатор выполнен сборным, что обеспечивает достаточную прочность конструкции и позволяет создать различный теплоотвод

по периметру отливки. Создание искусственного воздушного зазора в виде пазов переменного сечения на соответствующих участках рабочей поверхности кристаллизатора и использование модификаторов позволило исключить отбел на поверхности рейки.

Резюме. Проведенные исследования показали, что наиболее рациональной является скорость вытягивания отливки, равная 0,2 м/мин. Необходимый расход металла был получен литниковой системой с тремя питателями диаметром 4,5 мм, расположенными над наиболее протяженным сечением отливки.

Качество рейки удовлетворительное и соответствует техническим требованиям на отливку.

УДК 681.3.06

В.И. Тутов, канд.техн.наук,
В.А. Гринберг, канд.техн.
наук, А.П. Михалевич

ПРИМЕНЕНИЕ ИТЕРАЦИОННОГО МЕТОДА НЬЮТОНА ДЛЯ РАСЧЕТА ТОЛЩИНЫ ЗАТВЕРДЕВШЕЙ КОРКИ

В результате решения дифференциального уравнения теплового баланса системы жидкий металл—затвердевшая часть отливки—окружающая среда для бесконечной пластины получено уравнение, связывающее между собой основные параметры процесса затвердевания отливки [1]

$$t - t_0 = \frac{1}{a} \left[\frac{\lambda}{\alpha} \left(\frac{r}{c \nu_{кр}} + \frac{2r_{пер}}{c \nu_{кр}} + \frac{1}{n+1} \right) (\xi_1 - \xi_{10}) + \left(\frac{r}{2c \nu_{кр} n} + \frac{r_{пер}}{c \nu_{кр} n} + \frac{1}{2n(n+1)} - \frac{r_{пер} \lambda}{c \nu_{кр} \alpha X} \right) (\xi_1^2 - \xi_{10}^2) - \frac{2}{3} \frac{r_{пер}}{c \nu_{кр} n X} (\xi_1^3 - \xi_{10}^3) - \frac{n \lambda^2}{(n+1)\alpha^2} \ln \frac{1 + \frac{\alpha}{n\lambda} \xi_1}{1 + \frac{\alpha}{n\lambda} \xi_{10}} \right], \quad (1)$$

где t и t_0 — текущее и начальное время затвердевания; a — коэффициент температуропроводности материала отливки; λ — коэффициент теплопроводности материала отливки; r — удельная теплота затвердевания; $r_{пер}$ — удельная теплота пе-

регрева; c — удельная теплоемкость материала отливки; $\nu_{кр}$ — избыточная по отношению к температуре среды температура кристаллизации; n — показатель кривой распределения температур в затвердевшей корке; ξ и ξ_0 — текущая и начальная толщина затвердевшей корки; α — коэффициент теплоотдачи от поверхности отливки к окружающей среде.

В общем случае имеем $\alpha = f(t)$, что значительно усложняет решение поставленной задачи. Из уравнения (1) следует, что аналитическим путем найти зависимость $\xi = \varphi(t)$ не удастся и, следовательно, необходимо использовать один из численных методов решения трансцендентных уравнений. Был применен итерационный метод Ньютона [2], позволяющий получить в ряде случаев достаточно точное приближенное решение задачи. Для применения этого метода исходное уравнение запишем в виде

$$F(\xi) = 0 \quad (2)$$

и найдем выражение для первой производной по параметру ξ

$$F'(\xi) = \frac{1}{a} \left[\frac{\lambda}{\alpha} \left(\frac{r}{c \nu_{кр}} + \frac{2r_{пер}}{c \nu_{кр}} + \frac{1}{n+1} \right) + 2\xi \left(\frac{r}{c \nu_{кр} 2n} + \frac{r_{пер}}{c \nu_{кр} n} + \frac{1}{2n(n+1)} - \frac{r_{пер} \lambda}{c \nu_{кр} \lambda X} \right) - \frac{2r_{пер} \xi^2}{c \nu_{кр} n X} - \frac{\lambda}{(n+1)\alpha \left(1 + \frac{\alpha}{n\lambda} \xi \right)} \right]. \quad (3)$$

Как известно, метод Ньютона использует итерационное выражение

$$\xi_{n+1} = \xi_n - \frac{F(\xi_n)}{F'(\xi_n)}. \quad (4)$$

В качестве начального приближения принимаем

$$\xi_0 = 0. \quad (5)$$

Условие окончания вычислительного процесса

$$|\xi_{n+1} - \xi_n| < \delta, \quad (6)$$

где δ — заданная точность определения корня уравнения (1).

Учитывая итерационный характер решаемой задачи, был составлен алгоритм и блок-схема нахождения закона затвердева-

ния отливки как функции времени t , которая приведена на рис. 1, а также программа на алгоритмическом языке ФОРТРАН. В программе предусмотрена возможность нахождения для ряда моментов времени t_i , соответствующих им ξ_i ($i = 1, 2, \dots, m$), где m -- общее количество заданных временных точек. После ввода исходных данных (блок 2) программа в зависимости от величины заданного коэффициента K производит

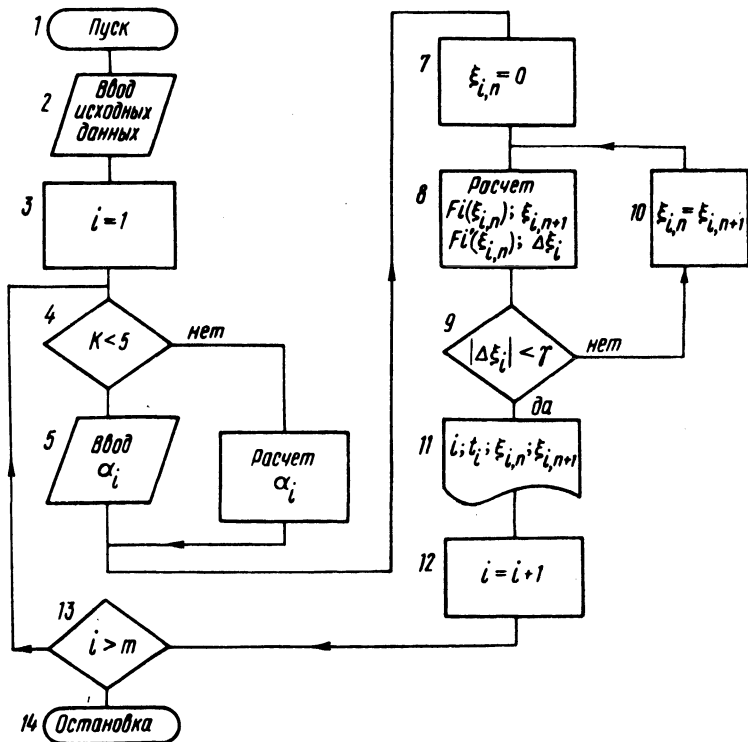


Рис. 1. Блок-схема расчета закона затвердения корки отливки.

ввод (блок 5) либо расчет по формуле параметра α_i для начального момента времени ($i = 1$). Затем задается начальное приближение (блок 7), по формулам (2), (3), (4) рассчитываются значения $F(\xi_i, n)$, $F'(\xi_i, n)$, $\xi_{i, n+1}$, $\Delta \xi_i = \xi_{i, n+1} - \xi_{i, n}$ (блок 8). После чего проверяется условие (6) и при его выполнении производится печать значений t_i , $\xi_{i, n}$, $\xi_{i, n+1}$. Если условие (6) не выполняется, то блок 11 задает новое начальное приближение, равное значению $\xi_{i, n+1}$

рассчитанному по формуле (4), после чего опять производится расчет по формулам (2)–(4) и т.д. до тех пор, пока не будет выполняться условие (6). Блоки (13) и (14) позволяют определить все значения ξ_i для заданных точек временного интервала t ($i = 1, 2, \dots, m$). После нахождения всех значений ξ_i вычислительный процесс заканчивается.

Л и т е р а т у р а

1. Тутов В.И., Гринберг В.А., Михалевич А.П. Расчет затвердевания плоской непрерывной отливки. — В сб.: Металлургия, вып. 11. Минск, 1976. 2. Петров А.В. и др. Вычислительная техника в инженерных и экономических расчетах. М., 1975.

УДК 621.746.047

А.М. Дмитривич, канд.техн.наук,
В.А. Гринберг, канд.техн. наук,
И.В. Земсков, А.Н. Крутилин

УСТАНОВКА ДЛЯ ЛИТЬЯ ОТЛИВОК СЕПАРАТОРОВ МЕТОДОМ ВЫЛИВАНИЯ

На кафедре машин и технологии литейного производства Белорусского политехнического института спроектирована и изготовлена лабораторная установка для получения отливок сепараторов методом выливания. Схема установки представлена на рис. 1. Установка состоит из рамы 1, V-образной сварной

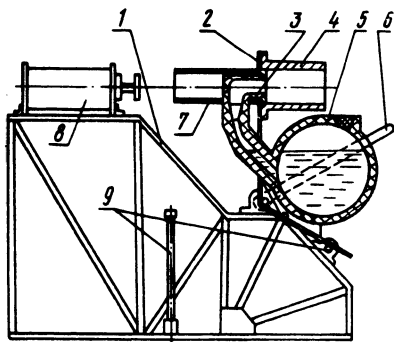


Рис. 1. Схема установки.

плиты 2, металлоприемника 5, металлопровода 3, толкателя 7, пневмоцилиндра 8, упоров 9, поворотного рычага 6. Форма и все узлы установки, за исключением пневмоцилиндра, смонтиро-

ваны на V-образной плите, которая при работе поворачивается вокруг оси.

Работа на установке осуществляется следующим образом. В предварительно разогретый до 800—850°С металлоприемник заливается металл из плавильной печи. В форму проставляются песчаные стержни. Затем поворачивают плиту влево: металлоприемник поднимается, а форма опускается. Поэтому металл из металлоприемника по металлопроводу поступает в форму. После заполнения формы металлом поворот плиты прекращается и делается выдержка, во время которой часть металла в форме затвердевает. По окончании времени выдержки поворотную плиту возвращают в исходное положение (поворот плиты вправо): металлоприемник опускается, а форма поднимается. Незатвердевший жидкий остаток металла из формы выливается, стекая по металлопроводу обратно в металлоприемник. Во время выдержки в форме металл затвердевает. Полученные отливки сепараторов после охлаждения удаляются из формы толкателем, и процесс повторяется. Периодически производится заливка металла в металлоприемник. Производительность установки в 1,5 раза выше производительности центробежных машин. Осо-

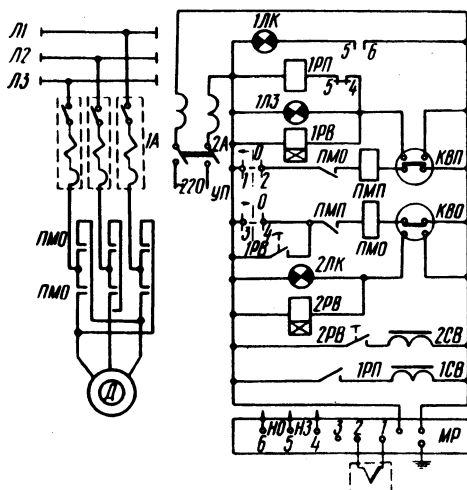


Рис. 2. Электросхема полуавтоматической установки.

бенностью процесса является то, что он легко поддается автоматизации. Вариант электрической схемы полуавтоматической установки для производства отливок методом выливания представлен на рис. 2. Электросхема работает следующим образом:

- включением рубильника 2А подается питание на прибор МР, задатчик которого установлен на требуемую температуру

рабочей втулки формы, при этом замыкаются контакты 5, 6 и загорается лампа 1ЛК;

- переводом переключателя УП в левое положение подается питание на магнитный реверсивный пускатель, который срабатывает и своими контактами ПМП замыкает цепь электродвигателя Д на подъем металлоприемника, а нормально замкнутыми контактами рвет цепь питания катушки магнитного пускателя ПМО, предупреждая ложное срабатывание;

- начинает работать электродвигатель Д, при этом форма опускается и металл из металлоприемника поступает в форму;

- через контакт конечного выключателя КВП замыкается цепь питания катушки реле времени 1РВ (с выдержкой времени от момента подачи напряжения) и цепь сигнальной лампы 1ЛЗ;

- после отсчета времени, необходимого для частичного затвердевания металла в форме, замыкается контакт 1РВ в цепи питания пускателя ПМП, подготавливая цепь для работы электродвигателя Д на опускание металлоприемника, и двигатель начинает работать на опускание, возвращая узлы установки в исходное положение;

- в крайнем нижнем положении конечным выключателем КВО разрывается цепь магнитного пускателя ПМО и двигатель останавливается, замыкается цепь реле времени 2РВ (с выдержкой времени от момента подачи напряжения) и цепь сигнальной лампы 2ЛК; после отсчета времени, необходимого для охлаждения отливки в форме до температуры выбивки, замыкается контакт 2РВ цепи питания соленоидного вентиля 2СВ и подается сжатый воздух на пневмоцилиндр для выбивки отливок из формы;

- при достижении нормального режима на задатчике прибора МР за счет работы терморпары контакт 5, 4 замыкается и подается питание на реле 1РП, которое, срабатывая своим контактом 1РП, замыкает цепь питания соленоидного вентиля 1СВ на подачу воды для охлаждения формы; в случае понижения температуры формы ниже допустимой величины происходит отключение воды;

- предусмотрена блокировка управления двигателем на опускание металлоприемника переводом универсального переключателя УП в правое положение, при этом срабатывает магнитный пускатель ПМО и рвется цепь магнитного пускателя ПМП.

Резюме. Установка для производства отливок сепараторов методом выливания довольно проста по конструкции, проектиро-

вание и изготовление промышленного образца не представляет конструкторских и производственных трудностей.

Производительность процессов литья на промышленных многогорючевых установках подобного типа в несколько раз выше производительности применяемого центробежного способа литья.

Установки могут работать в автоматическом режиме, для чего необходимо решать вопрос об автоматизации операции простановки стержней в форму.

УДК 621.746.088

В.И. Тутов, канд.техн.наук,
Г.И. Столярова, В.Ф. Со-
болев, канд.техн.наук,Е.Б.
Демченко, А.Е. Дукач

МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ИНДИВИДУАЛЬНОЙ ОТЛИВКИ ПОРШНЕВОГО КОЛЬЦА

Опробована схема заполнения полости формы и питания отливки в процессе затвердевания при погружении формы в расплав (рис. 1). Тонкостенные (5—10 мм) кольцевые одноместные формы, изготовленные из стержневой смеси по горячим

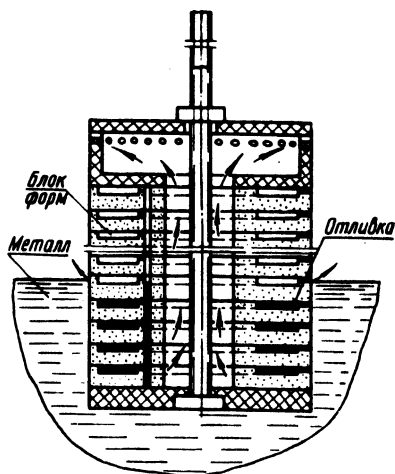


Рис. 1.

ящикам, собирали в блоки. Последние устанавливали на держателе, представляющем собой укрепленную на одном конце металлического стержня пластину, а на другом — надставку и

зажим для блоков. Полости каждой формы имеют литниковые каналы, выходящие на наружную боксую поверхность формы, через которые они непосредственно связаны с ванной расплавленного металла. Собранный блок форм постепенно погружали в ванну расплавленного металла. По мере погружения полости форм заполняются металлом, а выделяющиеся при этом газы через сквозной центральный канал, образованный кольцевыми формами, и отверстия в надставке выходят в пространство над ванной металла. По истечении времени, достаточного для заполнения верхней формы, блок с отливками извлекают из ванны металла и освобождают отливки от смеси.

Экспериментальная проверка принципиальной возможности получения индивидуальных заготовок поршневых колец методом погружения форм в расплав, проведенная в лабораторных условиях, показала реальность осуществления этого метода.

Поверхность и геометрия отливок соответствуют чистоте и точности оболочкового и кокильного литья. Структура и твердость находятся в пределах технических требований (опыты проводились с поршневым кольцом 45А54-1 гидропривода отрезных станков Минского завода им. Кирова).

Процесс имеет некоторые технологические особенности. Так, возможно заполнение полости формы без спаев и недоливов при температуре заливки металла 1250—1280°С. В литниковом канале-питателе металл полностью не затвердевает до извлечения формы и поэтому практически на литники не расходуется. Наружная поверхность форм не смачивается металлом, так что отходов, вызванных намерзанием корки на внешней поверхности формы, почти не имеется. При погружении в расплав, выдержке и извлечении из него прочность материала формы сохраняется, а после извлечения и остывания форма легко поддается выбивке. Вентиляция формы достаточна для получения отливок без газовых раковин и пористости. Возможно осуществление заливки при погружении блоков прямо в плавильный агрегат, в котором предусмотрен контроль температуры металла.

Наиболее рациональной схемой заполнения полости формы в данном процессе является заполнение через один питатель и вывод первых порций металла в промывник, расположенный с противоположной питателю стороны внутри кольца. Такая схема заполнения способствует выравниванию температуры металла при его течении в полости формы.

Граничными критериями выдержки формы в расплаве являются время заполнения формы и ее прочность. Интервал времени вы-

держки форм 3—10 с достаточен для заполнения формы и существенного влияния на качество колец не оказывает.

Резюме. Особенности процесса обуславливают ряд его преимуществ перед известным методом стопочной заливки, а именно: выход годного литья составляет свыше 90%; значительно снижается расход формовочных материалов; сокращаются производственные площади, количество обслуживающего персонала, улучшаются условия труда; процесс легко поддается контролю и регулированию, что позволяет его стабилизировать, создает условия для механизации и автоматизации.

УДК 621.74.042

В.Ф. Бевза, канд.техн.наук,
А.А. Малюквичус, канд.
техн.наук, Е.И. Маруко -
вич, канд.техн.наук, Г. Е.
Иванов

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ТЕПЛОТВОДА И МАТЕРИАЛА КРИСТАЛЛИЗАТОРА НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО НАМОРАЖИВАНИЯ

Значительное влияние на интенсивность теплообмена между отливкой и кристаллизатором оказывают теплофизические свойства материала кристаллизатора. Большой интерес представляет возможность снижения интенсивности тепловода в момент формирования начальной корки и получение непрерывной отливки без отсечек. Одним из путей достижения этого является использование графитовых кристаллизаторов с охлаждаемой и неохлаждаемой зонами. В этом случае на нагреваемой части кристаллизатора корка не будет образовываться, зона формирования начальной корки уйдет вверх от места стыка кристаллизатора с литниковой системой и возникновение отсечек будет устранено. При использовании вкладыша из электродного графита были получены трубы длиной не более 1,5 м. Получить стабильный процесс литья не удалось из-за механического разрушения графитового вкладыша вследствие значительной пористости и неоднородности зерна графита. Применение графита типа АРВ, МГ позволило осуществить стабильный процесс и получить чугунные трубы без отсечек с удовлетворительным качеством поверхности. Однако при многократном использова-

нии втулки наблюдается износ поверхности вкладыша в зоне формирования начальной корки. Были проведены опыты на графите с покрытием ПГК-2А (производства НИИГрафит). Толщина покрытия составляла 0,6 мм. Достигнута высокая стабильность процесса. Износ графитового вкладыша незначителен. Наружная поверхность трубы гладкая, без отсечек.

Стабильный процесс осуществим при литье в металлический кристаллизатор. В качестве материала кристаллизатора можно использовать сталь или медь. Однако высокая температура рабочей поверхности стального кристаллизатора приводит иногда к нарушению стабильности процесса литья. Кроме того, значительные перепады температур по толщине и высоте стенки стального кристаллизатора вызывают сильное коробление последнего и приводят к преждевременному выходу его из строя. Сравнение удельных тепловых потоков на рабочей поверхности стального и медного кристаллизаторов показало, что применение медного кристаллизатора дает увеличение интенсивности охлаждения, особенно в зоне формирования начальной корки. В вышележащих зонах удельный тепловой поток медного и стального кристаллизаторов отличается в значительно меньшей степени. Это объясняется образованием и ростом газового зазора между отливкой и кристаллизатором.

Резюме. Для получения качественных заготовок методом непрерывного намораживания предпочтительно применять медные кристаллизаторы, обладающие более высокой стойкостью и обеспечивающие стабильный процесс литья.

УДК 621.74.043

Н.П. Жмакин, канд. техн. наук,
Е.В. Кравченко, канд. техн. наук,
Л.М. Михайлова, Э.А. Гурвич, Г.Г. Тюхай

К ВОПРОСУ ИСКУССТВЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ЧУГУННОГО КОКИЛЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК

В практике охлаждения металлических форм наиболее широко применяются воздух и вода. Применение воздуха безопасно, температура охлаждаемой поверхности может быть сколько угодно высокой. Основной недостаток — сравнительно низкий коэффициент теплоотдачи α_3 и, следовательно, малая эффектив-

ность охлаждения. Замена воздуха водой приводит к существенному увеличению коэффициента теплоотдачи α_3 , однако при высоких температурах поверхности ядерный режим кипения переходит в пленочный, вследствие чего α_3 резко снижается [1].

В определенной степени повысить коэффициент теплоотдачи α_3 позволяют способы дождевого охлаждения и комбинированное водовоздушное охлаждение внешней поверхности кокиля [2].

Применение в качестве охлаждающей среды пароводяной смеси [3] позволяет интенсифицировать процесс литья, получая при этом тонкостенные отливки без отбела при более низких температурах $T_{2п}$ внутренней (рабочей) поверхности формы.

Снижение максимальной температуры $T_{2п}$ достигается путем нанесения на внутреннюю поверхность кокиля слоя краски толщиной 0,4–0,5 мм с большим термическим сопротивлением и применением охлаждения внешней поверхности кокиля. Интенсивность охлаждения, с другой стороны, зависит от давления пароводяной смеси в охлаждающей рубашке кокиля.

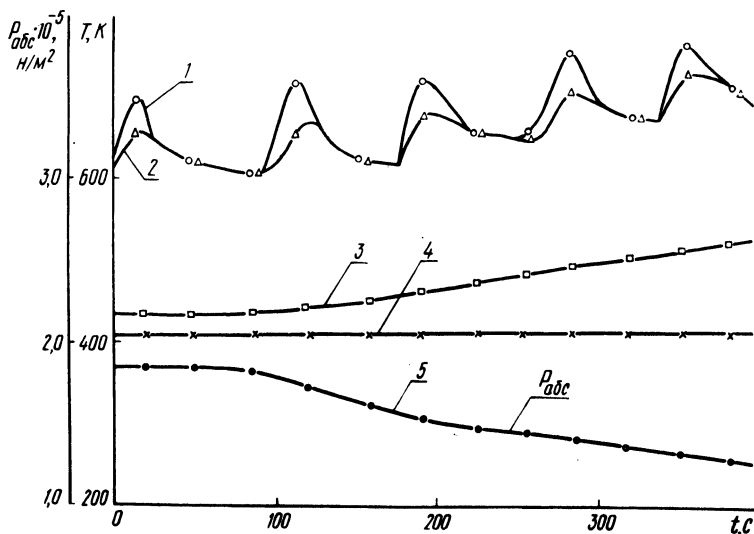


Рис. 1. Влияние давления пароводяной смеси на тепловой режим кокиля: 1 — температура внутренней поверхности кокиля; 2 — расстояние от поверхности формы 4,5 мм; 3 и 4 — температуры выхода и входа охлаждающей среды; 5 — давление пароводяной смеси.

В работе изучается тепловой режим плоского симметричного кокиля со стенкой $X_2 = 30$ мм при изменении давления пароводяной смеси от $1,8 \cdot 10^5$ до $1,2 \cdot 10^5$ Па. Температурные кривые, представленные на рис. 1, относятся к отливке толщиной $2X_1 =$

$= 3,5-4$ мм в условиях циклического режима литья. Время цикла $t_{\text{ц}}$ сохранялось в опытах в пределах $80-90$ с, что позволило при абсолютном давлении пара $P_{\text{абс}} = 1,8 \cdot 10^5$ Па и начальной температуре формы $T_{2\text{нач}} = 610$ К поддерживать температуру $T_{2\text{п}}$ (кривая 1) в пределах $700-740$ К. Снижение давления до $1,2 \cdot 10^5$ Па приводит к повышению температур на рабочей и охлаждаемой поверхностях кокиля. Очевидно, что для поддержания стабильной начальной температуры формы в пределах $600-700$ К время цикла $t_{\text{ц}}$ необходимо несколько увеличивать. Согласно опытам, проведенным на плоском кокиле [3], оптимальная продолжительность цикла составляет $90-120$ с при давлении $P_{\text{абс}} = 1,2 \cdot 10^5 \div 1,3 \cdot 10^5$ Па и температуре $T_{2\text{нач}} = 600-700$ К.

Резюме. Приведенные данные могут быть использованы для интенсификации литья тонкостенных изделий в чугунных охлаждаемых кокилях.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Кокиль. Минск, 1972, 2. Петриченко А.М. Теория и технология кокильного литья. Киев, 1967. 3. Кравченко Е.В. и др. О возможности управления процессом охлаждения чугунных кокилей. -- В сб.: Новое в процессах литья. Киев, 1974.

УДК 621.746.6

Ю.А. Лосюк, канд. техн. наук,
А.С. Калининченко, А.В.
Никитин

ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД РАСЧЕТА ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ПРИ ЛИТЬЕ НАМОРАЖИВАНИЕМ

В настоящей работе с целью анализа теплового режима при намораживании тонкой плоской заготовки на вращающийся кристаллизатор предлагается инженерный метод расчета толщины намораживаемой ленты, скорости роста корки.

Примем все допущения в зоне намораживания, использованные в работе [1], тогда температурное поле в сечении кристаллизатора может быть описано следующей зависимостью:

$$\theta = 1 - (X - 1)\theta_{\Delta} - \sum \frac{\left(\frac{\theta_{ox}}{1/Bi_2 + 1/Bi_3 + 1} - \theta_{\Delta} \right) Z_1 +}{(Bi_3^2/2\mu_n)(\mu_n - \cos\mu_n \sin\mu_n) +} x$$

$$+ \frac{[(1 + \theta_{\Delta})/Bi_3 + (\theta_{\Delta} - \theta_{ox} + 1)(1/Bi_2 + 1)] [(Bi_3/\mu_n) x + (Bi_3/\mu_n) \sin\mu_n + (\mu_n + \cos\mu_n \sin\mu_n)/2]}{x \frac{x(\cos\mu_n - 1) - \sin\mu_n}{x} [(Bi_3/\mu_n) \sin\mu_n X + \cos\mu_n X] x}$$

$$x [\exp(-\mu_n^2 Fo) - 1];$$

$$X = \frac{x}{X_2}; \theta = \frac{T_{кр} - T(x, t)}{T_{кр} - T_0}; \theta_{\Delta} = \frac{\Delta T_0}{T_{кр} - T_0};$$

$$\theta_{ox} = \frac{T_{кр} - T_{ox}}{T_{кр} - T_0}; Bi_2 = \lambda_3 X_2 / \delta_3 \lambda; Bi_3 =$$

$$= \alpha_{ox} X_2 / \lambda; Fo = at / X_2^2;$$

$$Z_1 = \frac{Bi_3}{\mu_n} (\cos\mu_n - \sin\mu_n / \mu_n) - \sin\mu_n - (\cos\mu_n - 1) / \mu_n,$$

где x — координата, м; X_2 — толщина стенки кристаллизатора, м; $T_{кр}$ — температура плавления К; T_0 — начальная температура рабочей поверхности кристаллизатора, К; ΔT_0 — начальный перепад температур по сечению кристаллизатора, К; T_{ox} — температура охлаждающей воды, К; λ, λ_3 — коэффициенты теплопроводности соответственно материала кристаллизатора и вещества, заполняющего зазор, Вт/м²·К; δ_3 —

толщина зазора между коркой и кристаллизатором, м; $\alpha_{\text{ох}}$ — коэффициент теплоотдачи на водоохлаждаемой поверхности, Вт/м²·К.

Значения μ_n определяются с помощью характеристического уравнения

$$\mu / \text{Bi}_2 = (\text{Bi}_3 \text{tg } \mu + \mu) / (\Delta \text{tg } \mu - \text{Bi}_3). \quad (2)$$

Запишем уравнение теплового баланса на границе раздела фаз в следующем виде:

$$\frac{d\xi_3}{dt} = \frac{1}{\rho r} \left\{ \frac{\lambda_3}{\delta_3} [T_{\text{кр}} - T(x_2 t)] - \alpha_c (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}) \right\}, \quad (3)$$

где ξ_3 — толщина корки, м; ρ — плотность материала корки, кг/м³; r — удельная теплота кристаллизации, Дж/кг; α_c — коэффициент теплоотдачи от расплава к корке, Вт/м²·К; $T_{\text{зал}}$ — температура заливки, К.

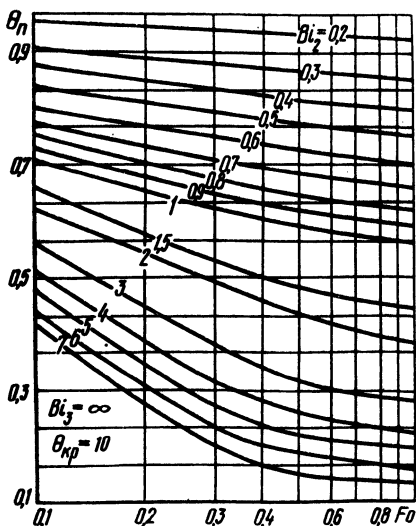


Рис. 1. Номограмма для определения безразмерной температуры в зависимости от чисел Био и Фурье.

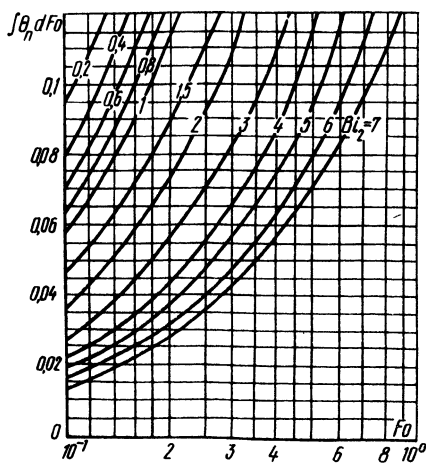


Рис. 2. Номограмма для определения величины $\int_0^{F_0} \theta_n dFo$ в зависимости от чисел Био и Фурье.

Путем некоторых преобразований уравнение (3) можно переписать в виде

$$\frac{d\xi_3}{dt} = \frac{1}{\rho r} \left[\frac{\lambda_3}{\delta_3} \theta_n (T_{\text{кр}} - T_0) - \alpha_c \Delta T_{\text{пер}} \right], \quad (4)$$

где $\theta_n = \theta$ при $X = 1$, $\Delta T_{\text{пер}} = T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}$.

Интегрирование выражения (4) в пределах от $t = 0$ до $t = t_n$ (t_n -- время намораживания) дает формулу для вычисления толщины ленты

$$\xi = \left[\frac{\lambda_3}{\delta_3} X_2^2 (T_{\text{кр}} - T_0) \int_0^{F_0} \theta_n dF_0 - \frac{1}{c} t_n a \Delta T_{\text{пер}} \right] \frac{1}{\rho r}, \quad (5)$$

где a -- коэффициент температуропроводности материала кристаллизатора, $\text{м}^2/\text{с}$.

На рис. 1 и 2 изображены графики для определения безразмерной температуры θ_n и величины $\int_0^{F_0} \theta_n dF_0$.

Резюме. Используя формулы (4) и (5) совместно с предлагаемым графическим материалом, можно легко рассчитать такие важные характеристики процесса намораживания, как толщину намораживаемой ленты, скорость роста корочки, температуру рабочей поверхности кристаллизатора.

Л и т е р а т у р а

1. Лосюк Ю.А., Никитин А.В. Определение толщины ленты, намораживаемой на вращающийся кристаллизатор. -- В сб.: Металлургия, вып. 9. Минск, 1976.

УДК 621.746.6

А.С. Калининченко, Ю.А. Лосюк, канд.техн.наук, А.В. Никитин

ВЛИЯНИЕ ВЫСОТЫ ВАННЫ РАСПЛАВА И ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАЛИВКИ НА ТОЛЩИНУ И КАЧЕСТВО ЛЕНТЫ

Предварительный анализ имеющихся опытных данных показал, что для устойчивого процесса получения алюминиевой ленты толщиной 3 мм необходимо увеличить зону намораживания, т.е. поднять уровень расплава в литниковой коробке. Это объясняется тем, что при небольшой высоте ванны расплава для получения ленты толщиной 3 мм необходимо снижать скорость литья. Снижение скорости разливки нежелательно, поскольку падает производительность агрегата. Соответственно

уменьшается количество вновь поступающего горячего расплава, что приводит к снижению температуры объема расплава в литниковой коробке и ухудшению качества внешней поверхности. На рис. 1 показана зависимость толщины ленты от высоты уровня расплава в литниковой коробке H для температуры заливки $T = 700^{\circ}\text{C}$ и скорости литья $W = 0,18 \text{ м/с}$. Непрямопропорциональное увеличение толщины ленты в зависимости от высоты ванны объясняется замедлением скорости роста корочки вследствие уменьшения теплового потока от корочки к кристаллизатору.

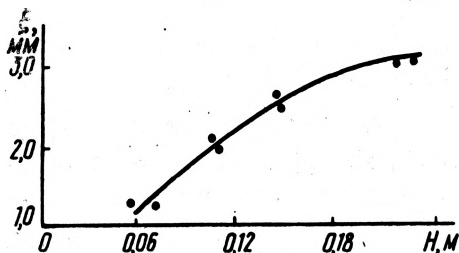


Рис. 1. Зависимость толщины ленты от высоты уровня расплава в литниковой коробке.

Поскольку внешняя поверхность ленты формируется в условиях обильного питания со стороны расплава, то тепловое воздействие последнего оказывает большое влияние на качество внешней поверхности ленты. Разливка с малыми перегревами способствует образованию более мелкозернистой структуры; при этом однако повышается опасность застывания металла в литниковом канале. Понижение температуры заливки приводит

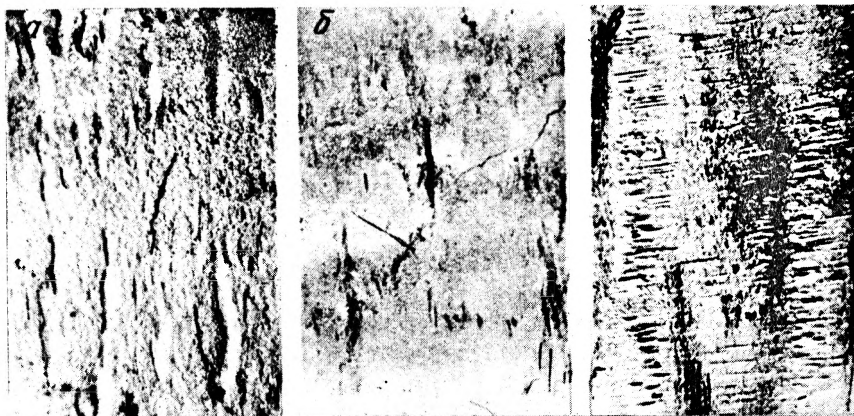


Рис. 2. Поверхность ленты, образующаяся в расплаве: а, б, в — перегрев расплава на 10, 40—60, 80—100 град соответственно.

к увеличению вязкости расплава, что может способствовать образованию наносного слоя. При малых перегревах растущие вер-

шины не оплавляются и лента имеет очень шероховатую поверхность.

На рис. 2, а показана внешняя поверхность ленты, полученная при перегреве 10 град. Повышение температуры заливки до $700\text{--}720^{\circ}\text{C}$ улучшает качество внешней поверхности (рис. 2, б). При еще более высоком перегреве ($80\text{--}100$ град) наблюдается значительная неравномерность теплообмена между коркой и поверхностью кристаллизатора, что ведет к разной толщине по сечению ленты и нарушению устойчивости процесса. Качество ленты низкое (рис. 2, в). Высокая температура заливки ($740\text{--}760^{\circ}\text{C}$) приводит к укрупнению макрозерна, что ухудшает качество готовой ленты, а также способствует образованию горячих трещин в ленте.

Резюме. Для получения качественной ленты толщиной 3мм необходимо уровень ванны расплава поднять до $180\text{--}200$ мм. Температура разливаемого расплава должна быть в пределах $710\text{--}720^{\circ}\text{C}$.

УДК 621.746.6

Р.И. Есьман, канд.техн.наук,
В.Ф. Драченев

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СЛОЖНЫХ ОТЛИВОК В КОКИЛЕ

В настоящей работе предлагается экспериментально-аналитический метод определения перетоков тепла в сложных отливках. В опытах определялось время затвердевания отливок разнотолщинной плиты, угла и тавра путем измерения температурных полей.

Температурное поле отливки ($i = 1$) и кокиля ($i = 2$) описывается дифференциальными уравнениями теплопроводности Фурье

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

где c_i, λ_i, ρ_i -- теплофизические характеристики.

Решение уравнения (1) с соответствующими граничными условиями целесообразно искать численными методами. С этой целью для перехода к конечно-разностному аналогу урав-

нений (1) вводится равномерная сетка. Аналог дифференциального уравнения на узлах сетки имеет вид

$$a \rho_i^{2, 1+\frac{1}{2}} c_i^{1+\frac{1}{2}} \frac{u_i^{1+1} - u_i^1}{\tau} = \frac{1}{h} \left(\lambda_{1+\frac{1}{2}}^{1+1} \frac{u_{i+1}^{1+1} - u_i^{1+1}}{h} - \lambda_{i-\frac{1}{2}}^{1+1} \frac{u_i^{1+1} - u_{i-1}^{1+1}}{h} \right), \quad i=0, 1, 2, \dots, n-1. \quad (2)$$

Уравнение (2) является нелинейным и должно решаться итерационными методами. Однако, вычисляя теплофизические коэффициенты λ_i, c_i, ρ_i на предыдущем временном шаге, получим линейный аналог выражения (2):

$$a \rho_i^2 c_i \frac{u_i^{1+1} - u_i^1}{\tau} = \frac{1}{h} \left(\lambda_{i+\frac{1}{2}} \frac{u_{i+1}^{1+1} - u_i^{1+1}}{h} - \lambda_{i-\frac{1}{2}} \frac{u_i^{1+1} - u_{i-1}^{1+1}}{h} \right). \quad (3)$$

Аналогично проводится аппроксимация краевых условий на соответствующей сетке

$$\lambda_{n-\frac{1}{2}} \frac{u_n^{1+1} - u_{n-1}^{1+1}}{h} = -\alpha \frac{a(u_n^{1+1} + u_{n-1}^{1+1})}{2}$$

и т.д.

При известном температурном поле расчет перетоков тепла можно вести исходя из следующей приближенной зависимости:

$$q_i = -\lambda_i \frac{T_i - T_{i-1}}{h_i}, \quad i = n, n-1, \dots, i, \dots, 1.$$

Рассчитанные по приведенной методике величины плотностей теплового потока для различных сопряжений сложной отливки представлены на рис. 1, а--в (числами на кривых указаны расчетные моменты времени). Полное количество тепла, проходящего за время охлаждения отливки через критическое сечение с максимальной плотностью теплового потока, определяется площадью под кривой (рис. 2).

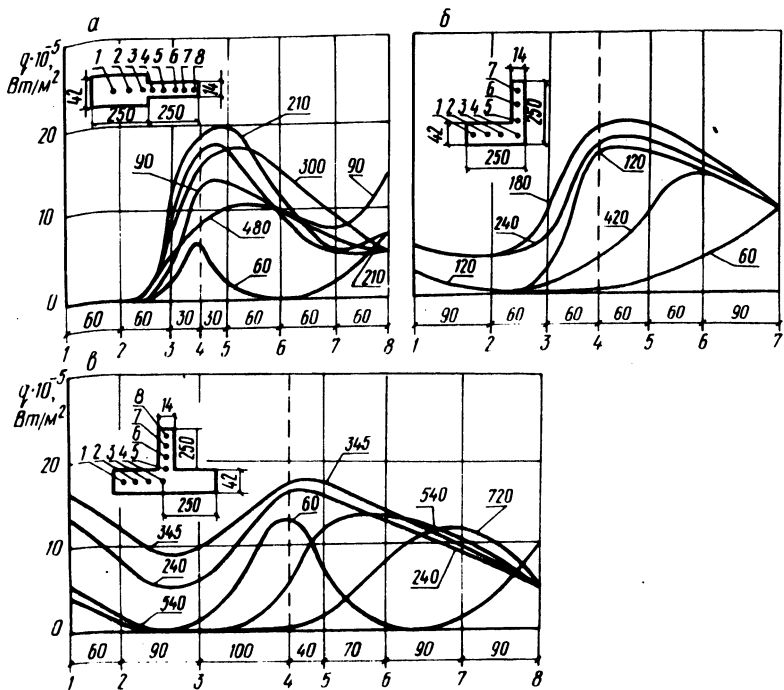


Рис. 1. Изменение плотности теплового потока вдоль оси разнотолщинной плиты (а), угла (б), тавра (в).

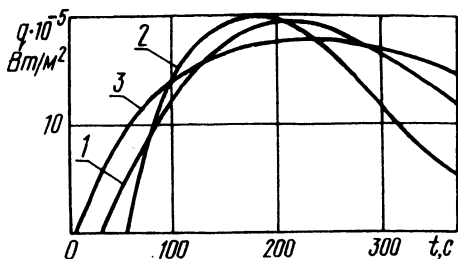


Рис. 2. Изменение полного количества тепла во времени, проходящего через критическое сечение разнотолщинной плиты (кривая 1), угла (кривая 2), тавра (кривая 3).

Резюме. Располагая расчетной величиной плотности теплового потока в сечениях сложной отливки, из уравнения энергетического баланса нетрудно определить количество тепла, потребного для аккумуляции теплоносителем системы охлаждения кокиля. В результате местного охлаждения кокиля создаются возможности для выравнивания температуры по сечению отливки, уменьшения температурных градиентов и напряжений, что обеспечивает улучшение качества литья.

Н.П. Жмакин, канд.техн.наук,
Р.И. Есьман, канд.техн.наук,
Э.А. Гурвич

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА ОБРАЗОВАНИЯ ГАЗОВОГО ЗАЗОРА ПРИ ЛИТЬЕ В КОКИЛЬ

Для изучения причин возникновения и кинетики роста газового зазора были проведены экспериментальные исследования.

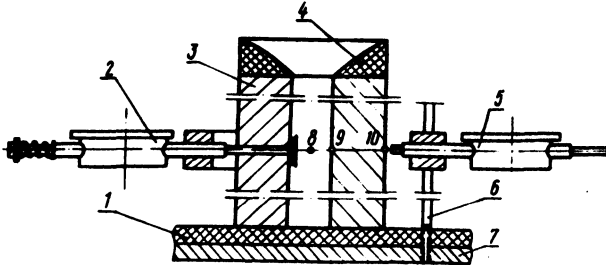


Рис. 1. Схема экспериментальной установки: 1 — асбест; 2 — механизм измерения зазора; 3 — кокиль; 4 — прибыльная часть; 5 — механизм измерения деформации кокиля; 6 — стойка; 7 — стол; 8-10 — места установки термопар.

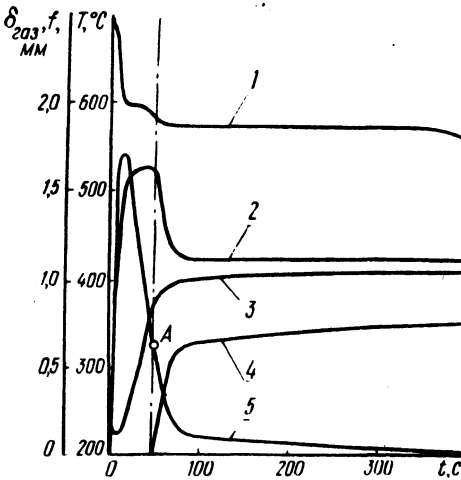


Рис. 2. Зависимость температуры отливки и кокиля, деформации и зазора во времени (кокиль неокрашенный длиной 375 мм).

На рис. 1 представлена схема экспериментальной установки. Опыты проводились на плоских неокрашенных и окрашенных кокилях с толщиной стенки 30 мм, высотой 250 мм и длиной 150, 200, 250 и 375. Толщина отливок составляла 14, 28, 42 мм. Материал отливок — сплав АЛ4. Начальная температура кокиля равнялась 230°C, температура заливаемого металла — 700°C.

На рис. 2 представлены графики температурных полей отливки (кривая 1), кокиля (кривые 2,3), деформации кокиля (кривая 5) и кинетики газового зазора (кривая 4).

Из графиков на рис. 2 видно, что прогиб растет по мере увеличения температурного перепада в сечении кокиля и достигает максимума при наибольшей величине перепада. По мере выравнивания температур поверхностей кокиля и релаксации температурных напряжений на различных стадиях охлаждения металлической формы величина деформации уменьшается. Момент возникновения зазора $\delta_{\text{газ}}$ совпадает с началом понижения температуры на рабочей поверхности кокиля (рис. 2, кривая 2). Очевидно, к этому времени формируется уже достаточно прочная корка, способная при обратном прогибе кокиля оторваться от его поверхности.

Для расчета газового зазора и деформации кокиля воспользуемся уравнениями теории термоупругости. Рассматривая кокиль как пластину со свободно опертым и удерживаемыми от перемещений концами, максимальный прогиб (в геометрическом центре кокиля) найдем из следующего выражения:

$$f_{\text{макс}} = \frac{Ml^2}{8EJ},$$

где $M = b \int_{-c}^c \sigma_x y dy$ -- постоянный момент, вызывающий прогиб от продольных напряжений; l -- длина кокиля; J -- момент инерции поперечного сечения относительно оси, проходящей через центр тяжести; E -- модуль Юнга; c -- половина толщины пластины кокиля; b -- высота кокиля; σ_x -- температурные напряжения по длине кокиля, зависящие от температурного градиента по толщине.

Резюме. Газовый зазор, представляющий переменное термическое сопротивление в контактной зоне отливки -- форма, вносит существенное изменение в теплофизику процесса литья в кокиль и должен учитываться при построении математических моделей процесса.

Е.В. Кравченко, канд.техн.наук,
Н.Н. Качур, Г.Г. Тюхай

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ КОКИЛЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РЕЖИМЕ

Условия оптимальности температурного поля кокиля заключаются в поддержании начальной температуры формы в заданных интервалах, позволяющих, с одной стороны, получать качественные отливки без отбела, с другой — обеспечивать длительную работу самого кокиля. Анализ температурного поля металлической формы рассматривается в работе на примере чугунного неохлаждаемого кокиля-утятницы, используемого на Слуцком заводе сантехоборудования (БССР) и кокиля, разработанного БПИ совместно с заводом, с принудительным охлаждением внешней поверхности формы [1].

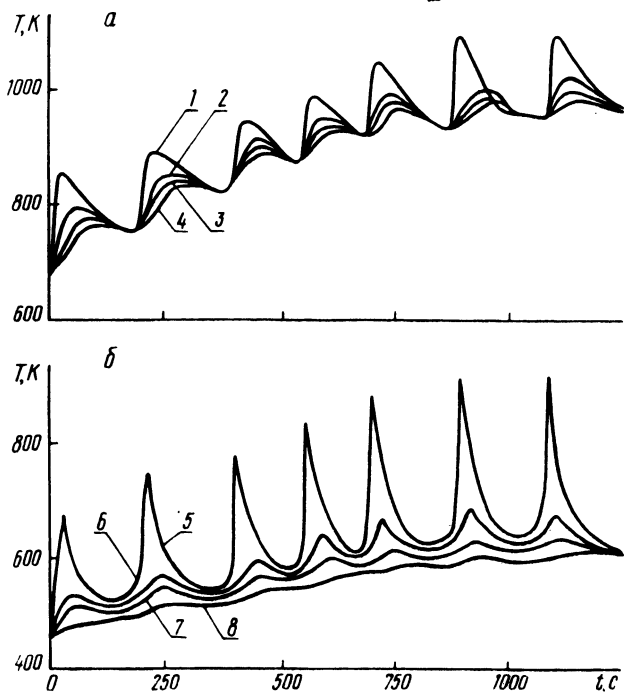


Рис. 1. Температурное поле чугунного неохлаждаемого кокиля.

На рис. 1, а, б приведены графики температурного поля заводского неохлаждаемого кокиля для случая, когда толщина стенки по высоте кокиля для верхней полуформы составля-

ла 24 мм, нижней — 162 мм. Кривые 1—4 соответствуют термометрам 1—4, зачеканенным на рабочей поверхности, на расстоянии 5—8 мм от рабочей поверхности и на внешней поверхности верхней части кокиля. Кривые 5—8 характеризуют изменение температуры в нижней части кокиля на рабочей поверхности (кривая 5), на расстоянии 11 и 31 мм от рабочей поверхности (кривые 6 и 7) и на внешней поверхности формы (кривая 8). Анализ температурных кривых показывает, что кокиль выходит на устойчивый режим литья при начальных температурах кокиля 920—940 К и 620—640 К соответственно для верхней и нижней полуформ. Продолжительность цикла составляет 150—200 с. Работа кокиля в таких условиях, хотя и сокращает несколько продолжительность цикла, приводит к снижению стойкости кокиля и сказывается на качестве отливок,

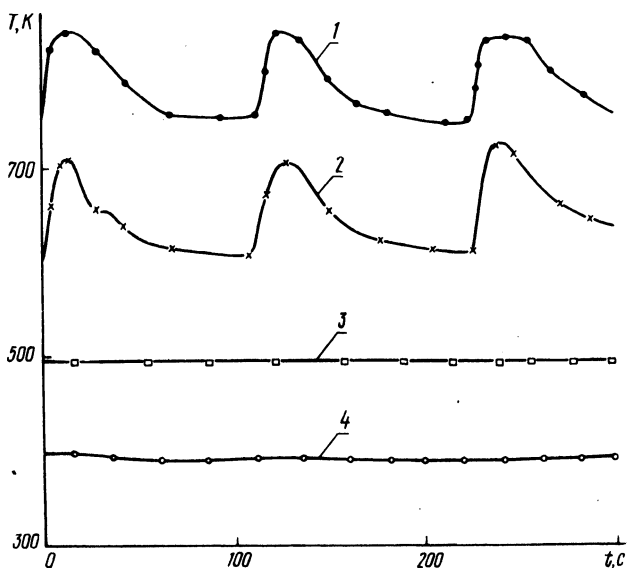


Рис. 2. Температурное поле чугуна в охлаждаемом кокиле.

Температурное поле формы с принудительным охлаждением кокиля пароводяной смесью с объемом паросодержания свыше 70% представлено на рис. 2. Давление пара на входе составляло 0,2—0,3 ати. Опытные данные приведены для экспериментального кокиля со средней толщиной стенки 30 мм. Толщина отливки составляла 3—4 мм. Кривые 1 и 2 (рис. 2) соответствуют термометрам, зачеканенным на рабочей поверхности верхней и нижней полуформ кокиля. Кривые 3 и 4 (рис. 2) показывают температуру пара на входе и выходе из охлаждающей ру-

башки верхней половины кокиля. Анализ кривых показывает, что кокиль выходит на циклический режим литья при начальных температурах 600—750 К через 80—120 с, что сокращает продолжительность цикла по сравнению с кокилем неохлаждаемым (рис. 1) в 1,8—2,0 раза.

Резюме. Приведенные данные, а также результаты эксперимента, полученного на плоском охлажденном кокиле [1], позволяют довести продолжительность цикла до 80—100 с, интенсифицировав тем самым значительно процесс литья в заводских условиях.

Л и т е р а т у р а

1. Кравченко Е.В. и др. О возможности управления процессом охлаждения чугунных кокилей. — В сб.: Новое в процессах литья. Киев, 1974.

УДК 621.746.6

Н.Е. Волкова, канд. техн. наук,
Ю.Н. Гафо, М.Я. Куцер, канд.
техн. наук, Ю.А. Волков, канд.
техн. наук

ИМПУЛЬСНЫЙ ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

По предлагаемому экспресс-методу измерение термодинамических параметров производится непосредственно на исследуемом объекте практически любой формы и размера.

При этом исследуемое тело рассматривается как полубесконечное, источник тепла и датчики температуры располагаются на специальном диске-нагревателе, который контактирует с исследуемым телом. Неконтактирующая с нагревателем поверхность теплоизолируется.

Для комплексного определения теплофизических характеристик измеряется максимальное значение избыточной температуры ΔT_{\max} и время τ_{\max} прошедшее от начала действия нагревателя до момента наступления ΔT_{\max} .

В результате действия мгновенного источника тепла мощностью b действующего в момент времени $\zeta = 0$ в плоскости $Z = 0$ неограниченной среды, имеющего форму диска ра-

диуса R , в точке, расположенной на расстоянии R от оси диска, возникает избыточная температура ΔT ; которая определяется по формуле [1],

$$\Delta T = \frac{b}{2\sqrt{\pi a \tau}} \left[1 - e^{-R^2/4a\tau} \right] e^{-Z^2/4a\tau}, \quad (1)$$

где a — температуропроводность исследуемого материала.

Тогда в точке, лежащей на краю диска,

$$\Delta T = \frac{b}{2\sqrt{\pi a \tau}} \left[1 - e^{-R^2/4a\tau} \right]. \quad (2)$$

Если же нагреватель расположен на теплоизолированной поверхности полуограниченной среды, то

$$\Delta T = \frac{b}{\sqrt{\pi a \tau}} \left[1 - e^{-R^2/4a\tau} \right]. \quad (3)$$

В случае воздействия на исследуемый материал тепловым импульсом в течение конечного промежутка времени τ_0 выражение для избыточной температуры будет иметь вид

$$\Delta T = \frac{b_1}{\sqrt{\pi a}} \int_0^{\tau_0} \frac{1}{\sqrt{\tau - \theta}} \left[1 - e^{-R^2/4a(\tau - \theta)} \right] d\theta, \quad (4)$$

где b_1 — мощность импульсного источника.

Сделаем под знаком интеграла замену переменной

$$x = R^2/4a(\tau - \theta), \quad (5)$$

получим
$$\Delta T = \frac{b_1 R}{2\sqrt{\pi a}} \left[\int_{x_1}^{x_2} \frac{dx}{x^{3/2}} - \int_{x_1}^{x_2} e^{-x} \frac{dx}{x^{3/2}} \right], \quad (6)$$

где $x_1 = R^2/4a\tau$; $x_2 = R^2/4a(\tau - \tau_0)$. (7)

Условием максимума избыточной температуры является равенство нулю ее производной по времени. Продифференцировав правую часть равенства (6) и приравняв ее 0, получим

$$\begin{aligned}
 & \left[\frac{R^2}{4a(\tau_{\max} - \tau_0)} \right]^{\frac{1}{2}} - \left[\frac{R^2}{4a \tau_{\max}} \right]^{\frac{1}{2}} = \\
 & = \left[\frac{R^2}{4a(\tau_{\max} - \tau_0)} \right]^{\frac{1}{2}} e^{-R^2/4a(\tau_{\max} - \tau_0)} - \\
 & - \left[\frac{R^2}{4a \tau_{\max}} \right]^{\frac{1}{2}} e^{-R^2/4a \tau_{\max}} . \quad (8)
 \end{aligned}$$

Из равенства (8) можно получить расчетную формулу для коэффициента теплопроводности

$$a = \frac{R^2}{4\tau_0} \varphi_a, \quad (9)$$

где безразмерный параметр φ_a определяется при помощи заранее составленного графика или таблицы зависимости

$$\left[1 - \varphi_0 \right]^{\frac{1}{2}} = \frac{1 - e^{-\varphi_0/\varphi_a}}{1 - e^{-\varphi_0/(1-\varphi_0)4a}} . \quad (10)$$

Здесь аргументом является $\varphi_0 = \frac{\tau_0}{\tau_{\max}} < 1$.

Коэффициент теплопроводности связан с коэффициентом теплопроводности λ и объемной теплоемкостью ρc соотношением

$$a = \frac{\lambda}{\rho c} . \quad (11)$$

Тепловой поток q с единицы поверхности импульсного источника выражается через его мощность

$$q = \rho c b_1 . \quad (12)$$

Подставляя (12) в (6) и используя выражения (9) и (11), можно получить расчетные формулы для определения теплопроводности и объемной теплоемкости ρc исследуемого материала

$$\lambda = \frac{qR}{\Delta T_{\max}} \varphi_{\lambda}; \quad \rho c = \frac{4q\tau_0}{R\Delta T_{\max}} \cdot \frac{\varphi_{\lambda}}{\varphi_a}, \quad (14)$$

где значение безразмерного параметра φ_λ определяется из заранее рассчитанной таблицы функции

$$\varphi_\lambda = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \left[\sqrt{\frac{(1-\varphi_0)\varphi_a}{\varphi_0}} - \sqrt{\frac{\varphi_a}{\varphi_0}} - \frac{1}{2} \int_{\varphi_0/\varphi_a}^{\varphi_0/(1-\varphi_0)\varphi_a} x e^{-x} \frac{dx}{x^{3/2}} \right] \quad (15)$$

в зависимости от аргументов φ_0 и φ_a .

Для металлов отпадает необходимость тепловой изоляции поверхности вследствие их высокой теплопроводности.

Резюме. Предложенный метод позволяет определить теплофизические характеристики металлов без предварительного изготовления образцов определенных размеров и формы.

Л и т е р а т у р а

1. Карслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. М., 1964.

УДК 621.745.3:662.613.5

Н.А. Неизвестный

СОКРАЩЕНИЕ ВРЕДНЫХ ВЫБРОСОВ ПЛАВИЛЬНЫХ АГРЕГАТОВ

Агрегаты вторичной плавки чугуна и стали являются основными источниками пылегазовых выбросов на машиностроительных предприятиях. Проблема борьбы с ними особенно актуальна в отрасли тракторного и сельхозмашиностроения. В настоящее время эксплуатируются около 300 вагранок и более 200 электродуговых печей, вводятся новые мощные агрегаты, интенсифицируется режим плавки, что также способствует увеличению объема выбросов.

С целью сокращения вредных выбросов вагранки открытого типа оборудованы мокрыми пылеуловителями (искрогасителями), наиболее мощные вагранки — узлами дожигания. На сталеплавильных печах заводов в Минске, Волгограде, Одессе и других установлены укрытия (отсосы), внедряются ротоклоны ПВ-2, строится по проекту Специального проектно-конструк-

торского института (СПКИ) мощная установка с тканевыми фильтрами для 14 электродуговых печей ВГТЗ. Однако имеется ряд трудностей по созданию эффективных очистных систем. Недостаточно изучены качественные и количественные характеристики выбросов.

В СПКИ и отраслевой лаборатории научно-исследовательской лаборатории очистки газовых выбросов Белорусского политехнического института (НИЛОГАЗ БПИ) были проведены исследования пыли и токсичных газов, выделяющихся при плавке чугуна и стали. Использовался ряд методов: анкетные опросы предприятий, натурные испытания действующих установок, лабораторные исследования образцов пыли и газов, исследования выбросов на вагранках в полупромышленных условиях.

Наибольшую трудность представляет определение весовой концентрации пыли. Методики, заимствованные из вентиляционной техники, не учитывают специфики данных выбросов, отсутствует единое аппаратное оформление и данные сравнительных испытаний различных методов определения запыленности. В качестве предварительной методики можно принять известную методику, дополнив ее положением о соблюдении условия гидродинамического подобия. Это существенно сократит трудоемкость испытаний. Используемый в настоящее время принцип изокинетичности явится частным случаем применительно к ламинарному движению.

Необходимо также дополнять непосредственные замеры запыленности косвенными методами: расчетами количества шлама, уловленного очистными сооружениями; составлением материального баланса плавки и т.п.

Применение методов физико-химических исследований для анализа выбросов, их химического и минералогического составов, дисперсности, удельного веса, плотности, электропроводности, смачиваемости и изменения свойств по периодам плавки позволяет выявить технологические операции и шихтовые материалы, выделяющие основную долю вредностей. Так, при плавке в вагранке свыше 50% пыли составляют частицы, образующиеся при загрузке шихты и ее движении в шахте. При этом увеличение расхода дутья способствует повышению пылевыведения. При электродуговой плавке наиболее "грязным" периодом является доводка стали. Исследования показали, что путем оптимизации состава шихты, а также предварительной обработки (продувка, просеивание, нагрев и т.д.) можно уменьшить удельные выбросы при плавке и сократить затраты на

их очистку. Той же цели служит оптимизация топливного, дутьевого и шлакового режимов плавки, что уменьшает долю высокодисперсных частиц, образующихся непосредственно в плавильной зоне.

Обследование различных систем очистки позволяет оценить их фракционную эффективность в зависимости от удельных энергозатрат и реализуемых методов обеспыливания. Сопоставление характеристик с параметрами выбросов из плавильных печей позволяет сделать вывод о необходимости применения наиболее энергоемких аппаратов: высоконапорных труб Вентури, электро- и тканевых фильтров. Причем для вагранок предпочтительнее первые.

С целью уменьшения габаритов и повышения эффективности следует использовать двухступенчатые системы, где для осуществления предварительной стадии очистки устанавливаются пылеуловители, осаждающие крупные и средние фракции пыли.

Резюме. Оптимизация состава и предварительная обработка шихтовых материалов позволяют уменьшить удельные выбросы и сократить затраты на очистку. Наиболее перспективными являются двухступенчатые системы очистки.

УДК 662.613.5:621.745:34

Л.Е. Ровин, канд. техн. наук,
В.И. Закерничный

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ МОКРЫХ ПЫЛЕУЛОВИТЕЛЕЙ

Процесс пылеулавливания в низкоскоростных аппаратах мокрого типа заключается в последовательном осуществлении следующих стадий: соударение, смачивание и адгезия, агрегатирование (коагуляция и коалесценция), гравитационное осаждение.

Наиболее энергоемкой из них является первая. Эффективность соударения пропорциональна кинетической энергии, относенной к суммарной массе взаимодействующих частиц. Такие аппараты работают без побудителей расхода за счет напора, создаваемого дымовой трубой и разностью температур. Скорость газов не превышает 5 м/с, а напор достигает 10—15 мм вод. ст., что и ограничивает эффективность соударения.

Рациональным методом является повышение дисперсности капель, которые можно достичь, изменяя конструкцию форсунок или

свойства орошающей жидкости: вязкость и поверхностное натяжение.

Наиболее эффективной является каскадная винтовая форсунка. Плотный, высокодисперсный факел образуется этой форсункой за счет последовательного срезания плоской образующей спирали пограничных слоев струи толщиной 0,5—1 мм.

На расстоянии 2—3 м происходит коалесценция капель и их торможение. Для устранения этого явления была изменена конструкция аппарата. В корпусе концентрически был установлен обтекатель, образующий с корпусом кольцевой зазор, расширяющийся по ходу газового потока. Параметры кольцевого зазора выбирались и рассчитывались исходя из принципа изокINETИЧНОСТИ.

Капли, срывающиеся с ленты форсунки со скоростью 10—15 м/с в зависимости от угла срыва, проходят расстояние до стенок за 0,01—0,05 с. Потери энергии при этом незначительны. В результате ее оказывается достаточно для вторичного дробления и отражения капель. При этом происходит многократное обновление поверхности капель, так как налипшие на поверхности капли пылинки адсорбируют в объем капли.

Установка обтекателя позволила увеличить время контакта газового потока с жидкостью орошения за счет закручивания потока лопатками, установленными на нижнем конусе.

Аппарат был внедрен на вагранках от 3 до 20 т/ч. Как показывают результаты эксплуатации, его эффективность в 3—4 раза выше при уменьшении удельного расхода воды в 2 раза по сравнению с аппаратами традиционного типа.

Резюме. Разработанный аппарат позволяет повысить эффективность пылеочистки при одновременном сокращении расхода воды.

УДК 662.613.5:621.745.34

А.С. Бревдо,
Ю.Г. Мартынов

ПРОЕКТИРОВАНИЕ СИСТЕМ ОЧИСТКИ ГАЗОВЫХ ВЫБРОСОВ ПЛАВИЛЬНЫХ ОТДЕЛЕНИЙ

При строительстве систем очистки в действующих цехах возникает ряд трудностей, связанных с необходимостью выделения дополнительных площадей, резервов энергии, природного

газа, технической воды и канализации. Поэтому особенную важность приобретает рациональное проектирование. В качестве примера приведем установку очистки плавильного отделения, разработанную в лаборатории НИЛОГАЗ БПИ для Минского автомобильного завода.

Система обслуживает три, работающие попеременно, вагранки производительностью 20 т/ч и две дуговые электропечи емкостью 5 т. Газы в количестве 60 тыс. м³/ч из вагранки проходят через "мокрый" пылеуловитель усовершенствованного типа, затем газы, очищенные до 0,4--0,5 г/м³, через систему дроссель-клапанов поступают в кольцевую трубу Вентури. Этот агрегат имеет высокую пропускную способность, что позволяет заменить им целый блок обычных труб Вентури малого диаметра с цилиндрической шейкой. Сюда же подаются по газопроводам выбросы от дуговых электропечей. Газы проходят через каплеотделитель, нагнетатели и через дымовую трубу выбрасываются в атмосферу. Побудители расхода размещены в помещении, пристроенном к шихтовому отделению цеха. Бак-отстойник, служащий для отделения шлама, размещен в одном из бункеров шихтового двора. Уборка шлама осуществляется скребковым транспортером и шнеком. Расход воды равен 1,25--1,35 л/м³. Расход природного газа в системе дожигания составляет 45 м³/ч. Система снижает концентрацию СО с 12--18% до 0,1--0,2%. Для эффективной работы систем дожигания высота трубы над завалочным окном должна быть не меньше 8--10 диаметром вагранки.

Щит управления размещен в пультовой плавильного отделения. Кнопки управления и световая сигнализация дублированы на щите вагранщика.

При проектировании системы для Гомельского завода пусковых двигателей были приняты другие решения. Здесь система очистки обслуживает две вагранки производительностью по 5 т/ч. Расход очищаемых газов составляет 15 тыс. м³(н)/ч. Здесь был установлен один нагнетатель мощностью 140 кВт (без резервного).

В случае необходимости текущего ремонта нагнетателя (раз в 2--3 месяца) вагранки в течение одной-двух кампаний работают с первой ступенью очистки. При относительно небольшой производительности вагранок это допустимо. Труба Вентури расположена вертикально между двумя вагранками на завалочной площадке и служит опорой для газопроводов. Остальные узлы (нагнетатель, бак-отстойник) располагаются на шихтовом дворе.

Подключение плавильных агрегатов к системе производится между сменами. Сборку пылеуловителей удобнее производить на земле и устанавливать на вагранку уже в собранном виде.

Резюме. Строительство двухступенчатых "мокрых" систем очистки возможно на действующих предприятиях без остановки работы плавильного отделения.

УДК 621.745.57-776

С.Н. Леках, канд.техн.наук,
А.П. Филипович

ПЫЛЕГАЗОВЫЕ ВЫБРОСЫ ПРИ ПЛАВКЕ СТАЛИ В ДУГОВЫХ ПЕЧАХ

Плавка стали в дуговых печах сопровождается интенсивными пылегазовыми выбросами вредных веществ, величина которых достигает 10 кг на 1 т стали.

Исследование минералогического, химического и дисперсного состава пыли, отобранной из различных точек дуговой печи ДС5 с кислой футеровкой при выплавке стали марки 40Л, проводилось с помощью приборов "Квантимет-720", "Культроник" и аппаратов УРС-50, ДРОН-1,5. Анализы пыли, отобранной из газохода печи, показали, что она состоит в основном из окислов железа-магнетита (Fe_3O_4) и гематита (Fe_2O_3), окиси кальция и кремния (α -кварц). Дисперсный анализ данной пыли показал, что в ней имеются частицы с диаметром от 0,5 до 50 мкм, причем средний размер частиц приходится на фракции 6--10 мкм. Пыль, отобранная в воздуховоде печи, содержит 1,6% углерода, до 36% SiO_2 и остальное -- окислы железа. Концентрация окислов кальция, магния и алюминия не превышала 1,5%.

Замеры запыленности газов в газоходе печи составляли величины порядка 0,5--1,5 г/м³, в то время как в самой печи запыленность газов достигает 30--60 г/м³, т.е. при отводе газов от дуговой печи происходит не менее чем 10--30-кратное разбавление газов.

В период расплавления пыль содержит в основном окислы железа до 75% и кремнезем до 22%. Анализ дисперсного состава данной пыли показал присутствие частиц с размерами от 0,5 до 50 мкм при среднем размере частиц 6 мкм. Наблю-

дение пыли, образовавшейся в период расплавления шихты, на просвечивающем электронном микроскопе позволило установить, что первичной формой образующихся частиц пыли являются сферы с размерами от 0,005 до 0,28 мкм и средним размером частиц 0,15 мкм. В процессе сбора их для анализа они успевают коагулировать в комплексы с размерами до 50 мкм. Величина запыленности газов при этом составляет величину $5 \cdot 10^3$ г/м³.

В окислительный период плавки в составе печных газов увеличивается концентрация СО и пыль содержит до 40% кремнезема. Содержание окислов железа в пыли в данный период снижается. Повышение температуры в рабочем пространстве печи и снижение содержания в печи активного окислителя — кислорода приводит к укрупнению первичных частичек пыли, однако средний размер возрастает до 0,19 мкм. Величина запыленности газов в окислительный период резко возрастает с $5-10$ г/м³ до $20-40$ г/м³.

Раскисление и доводка стали также сопровождается бурным пылегазообразованием в дуговой печи. Запыленность газов в момент ввода известняка и раскислителей достигала 60 г/м³. В данный период плавки в пыли обнаруживается до $1,5-2\%$ СаО и менее 38% кремнезема. Средний размер первичных частиц шаровидной формы возрастает до 0,36 мкм.

Резюме. Исследованное изменение состава и свойств пылегазовых выбросов, происходящих при плавке стали в дуговой печи, необходимо учитывать при проектировании и эксплуатации систем очистки газов.

УДК 621.745.57-776

Н.Е. Кулага, канд.техн.наук,
А.Г. Слуцкий, А.П. Фили -
пович, В.А. Федосов

ОБРАЗОВАНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ В ПЛАВИЛЬНЫХ АГРЕГАТАХ

Исследования химического и минералогического состава фракций, а также анализ формы, характера поверхности и структуры дисперсных частиц в выбросах плавильных агрегатов позволяют установить природу их образования.

Установлено, что наибольшую долю ваграночной пыли составляют фракции с эквивалентным диаметром более 50 мкм. Ос-

трые грани, неправильная форма, пористая или рыхлая поверхность частиц свидетельствуют о преимущественном их образовании за счет механического дробления исходных шихтовых материалов при пересыпках, загрузке и движении в шахте по ходу плавки.

Уменьшения выбросов пыли данных фракций можно добиться за счет снижения скорости газового потока, а также путем предварительного просеивания и продувки шихтовых материалов. Особую опасность для окружающей среды представляют микронные и субмикронные частицы пыли, образующиеся в зоне дуги. Как правило, они имеют шарообразную форму и не улавливаются простейшими системами очистки. При анализе динамики пылевыделений по ходу плавки было отмечено увеличение концентрации пыли в период доводки и кипения стали.

По составу эта фракция в основном состоит из окислов железа, кальция, магния и других металлов. Частицы сублимационных размеров обнаружены с помощью электронного микроскопа также в выбросах вагранок, хотя ранее считалось, что в последних отсутствуют условия для образования подобных фракций.

Очевидно, образованию высокодисперсных частиц способствует механическое дробление капель расплавленного металла при их падении в слое холостой калоши и продувке встречным высокотемпературным потоком. Расчеты показывают, что при данных условиях возможно дробление частиц до 2—5 мкм. При этом их скорость витания составит менее 0,01 м/с, т.е. значительно меньше скорости потока (свыше 25 м/с). Это приводит к их выносу из зоны плавления. Повышение температуры дутья, интенсификация процесса за счет применения кислорода и других факторов увеличивают долю высокодисперсных частиц.

Резюме. Наибольшую долю ваграночной пыли составляют фракции с эквивалентным диаметром более 50 мкм. Образованию высокодисперсных частиц способствует механическое дробление капель расплавленного металла в слое холостой калоши.

А.Е. Таболич, Н.А. Дорошкевич,
А.С. Чаус

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСТВОРОВ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ

Эффективность применения поверхностно-активных веществ (ПАВ) в аппаратах пылеподавления может быть повышена путем предварительной активации растворов ПАВ электрическим полем.

При наложении внешнего электрического поля наряду с ориентацией самих молекул ПАВ происходит ориентация их звеньев и полярных групп и перемещение их друг относительно друга, вследствие чего изменяется форма гибких цепей. Изменения, происходящие в макромолекулах ПАВ и в поведении их в электрическом поле, оказывают влияние на свойства растворов.

В табл. 1 приведены результаты электроактивации растворов ДС-РАС (пенообразователь, продукт нефтепереработки), ДБ (полиэтиленгликолевый эфир дитретбутилфенола) и КЧНР (контакт черный нейтрализованный рафинированный).

Результаты опытов показывают, что воздействием электрического поля определенной величины на растворы ПАВ можно повысить их поверхностную активность. Данные хроматографического анализа свидетельствуют, что адсорбционная способность ваграночной пыли, смоченной обработанным раствором ПАВ, значительно возрастает.

Значительное влияние оказывает электрообработка на смачиваемость различных материалов растворами ПАВ. В определенных пределах оценить смачивание можно с помощью фотокалориметра по изменению оптической плотности суспензии,

Таблица 1

Свойство	ПАВ	Напряженность поля E, В/см			
		0	10	20	30
Поверхностное натяжение, дин/см	ДС-РАС	36,4	35,4	35,8	35,9
	ДБ	33,2	32,6	31,8	32,1
	КЧНР	43,3	42,6	43,0	42,9
Удельная проводимость, ом ⁻¹ .см ⁻¹ .10 ⁻³	ДС-РАС	1,42	1,50	1,68	2,03
	ДБ	0,47	0,50	0,51	0,54
	КЧНР	1,5	1,6	1,7	1,9
Изменение оптической плотности	ДС-РАС	0,89	1,08	1,09	0,77

состоящей из раствора ПАВ и исследуемого на смачиваемость материала. Из табл. 1 видно, что изменение оптической плотности контрольной суспензии составило $\delta D = 0,89$ ед., тогда как суспензии из раствора, обработанного полем напряженностью 20 В/см, $\delta D = 1,09$ ед., т.е. на 23% выше, что свидетельствует о повышении степени смачивания.

Следует отметить, что отдельные составляющие ваграночной пыли различными ПАВ смачиваются в неодинаковой степени. Учитывая это, подбор поверхностно-активных веществ (или их смеси) и режимов их обработки необходимо осуществлять исходя из условия повышения смачиваемости самых тонкодисперсных и трудноулавливаемых фракций пыли.

Резюме. Обработка растворов ПАВ электрическими полями позволяет изменять в нужном направлении их основные физико-химические свойства, что дает возможность существенно повысить эффективность применения их в системах "мокрой" очистки пылевых выбросов.

УДК 007:621.74

А.И. Вейник, член-кор. АН БССР,
М.К. Шарипова

ЭФФЕКТИВНОСТЬ И КАЧЕСТВО В УСЛОВИЯХ ЗАМЕНЫ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ

При производстве ответственных деталей из проката резанием большое количество ценного металла уходит в стружку. Замена механической обработки обычным литьем в кокиль не обеспечивает требуемых свойств изделия. Хорошие результаты дает последующая штамповка нагретых твердых отливок [1], а такжековка спеченных из железоуглеродистых композиций изделий. Сравнительные эффективность и качество старого и нового процессов оцениваются с помощью универсальных критериев, главным из которых является энергетическое количество информации П[2]. Рассмотрим эти критерии на примере замены стали А12 композицией ЖГ1-7,2 при производстве шестерни конической 1--42 и кольца 1--54 для кинопроектора КН--11 на Минском механическом заводе им. С.И. Вавилова. Соответствующие данные приведены в табл. 1--4. Для простоты

Таблица 1. Информационные и энергетические характеристики шестерни по старой технологии

Наименование операции	Рабочий				Оборудование			Изделие		
	$t'_{с}$	Разряд	$\Pi \cdot 10^{-3}$ Р	$U'_{р}$, кДж	Марка	Мощность, кВт	$U'_{о}$, кДж	$\Pi \cdot 10^{-3}$ и	$U''_{и}$, кДж	$W''_{и}$, мДж
Отрезка прутка	0,46	3	3	0,04	8А-61	11,2	5,1	10	5,1	51
Отрезка заготовки	60	3	3	3	В-42	5,5	330	10	333	3330
Токарная 1	17,4	3	3	0,9	ТВ-320	6,0	104	10	105	1050
2	33	4	7	1,6	"	"	198	14	200	2800
3	18	2	1	0,9	"	"	108	8	109	870
4	48	4	7	2,4	"	"	291	14	293	4100
5	5,4	2	1	0,3	"	"	32	8	33	260
Зубоотрагальная	132	4	7	6,6	5П23Б	2,8	370	14	377	5300
Сверление	7,2	3	3	0,4	2А-125	3,0	21,6	10	22	220
Фрезерование	19,2	2	1	1,0	"	"	57,5	8	58,5	470
Воронение	1,3	2	1	0,1	В-93	20	25,2	8	25,3	200
Сумма	342	-	-	17,1	-	-	1540	-	1560	18600

Таблица 2. Информационные и энергетические характеристики шестерни по новой технологии

Наименование операции	Рабочий				Оборудование			Изделие		
	$t'_{с}$	Разряд	$\Pi \cdot 10^{-3}$ Р	$U''_{р}$, кДж	Марка	Мощность, кВт	$U'_{о}$, кДж	$\Pi \cdot 10^{-3}$ и	$U''_{и}$, кДж	$W''_{и}$, мДж
Приготовление шихты	18	3	3	0,9	-	0,6	10,8	10	11,7	117
Прессование холодное	83	3	3	4,1	ПД-476	4,5	373	10	377	3770
Спекание	18	3	3	0,9	ЦЭП-214А ЭН-30-2	45	810	10	811	8110
Нагрев	6	3	3	0,3	460	50	300	10	300,3	3003
Ковка	90	3	3	4,5	К0032	33	2970	10	2974,5	29745
Токарная 1	17,4	3	3	0,9	ТВ-320	6,0	104	10	105	1050
2	33	4	7	1,6	"	"	198	14	200	2800
3	18	2	1	0,9	"	"	108	8	109	870
4	48	4	7	2,4	"	"	291	14	293	410
Сверление	7,2	3	3	0,4	2А-125	3,0	21,6	10	22	220
Воронение	1,3	2	1	0,1	В-93	20	25,2	8	25,3	200
Сумма	330	-	-	17	-	-	5210	-	5230	54000

расчетов приближенно принято, что все использованное оборудование имеет энергиял $\Pi_o = 7000$.

Сопоставление табл. 1 и 2 для шестерни показывает, что среднее качество $\Pi_{и} = W_{и} / U_{и}$ изделия после перевода его на новую технологию несколько уменьшается с $\Pi'_{и} = 12000$ до $\Pi''_{и} = 10300$ ед., но продолжает оставаться в пределах нормы, т.е.

Таблица 3. Информационные и энергетические характеристики кольца по старой технологии

Наименование операции	Рабочий				Оборудование			Изделие		
	$t'_{\text{с}}$	Разряд	$\Pi'_{\text{и}}$ 10^{-3}	$U'_{\text{р}}$ кДж	Марка	Мощность, кВт	$U'_{\text{о}}$ кДж	$\Pi''_{\text{и}}$ 10^{-3}	$U''_{\text{и}}$ кДж	$W''_{\text{и}}$ мДж
Отрезка прутка	0,1	3	3	-	8А-61	11,2	1,3	10	1,3	13
Отрезка заготовки	31,2	2	1	1,6	1А-136	6,0	187	8	188,6	1510
Токарная	16,8	3	3	0,8	С-193	2,0	33,6	10	34,4	344
Сверление	15,6	2	1	0,8	Р-130	0,6	9,4	8	10,2	81
Зенковка	6	2	1	0,3	"	"	3,6	8	3,9	31
Нарезка резьбы	12	3	3	0,6	"	"	7,2	10	7,8	78
Воронение	0,9	2	1	-	-	20	18	8	18	144
Окраска	6,6	2	1	0,3	4707	-	-	8	0,3	2
Сушка	0,6	2	1	-	ТСК-7	100	60	8	60	480
Сумма	90	-	-	4,5	-	-	320	-	325	2680

Таблица 4. Информационные и энергетические характеристики кольца по новой технологии

Наименование операции	Рабочий				Оборудование			Изделие		
	$t''_{\text{с}}$	Разряд	$\Pi''_{\text{и}}$ 10^{-3}	$U''_{\text{р}}$ кДж	Марка	Мощность, кВт	$U''_{\text{о}}$ кДж	$\Pi''_{\text{и}}$ 10^{-3}	$U''_{\text{и}}$ кДж	$W''_{\text{и}}$ мДж
Приготовление шихты	18	3	3	0,9	-	0,6	10,8	10	11,7	117
Прессование холодное	83	3	3	4,1	ПД-476	4,5	373	10	377	3770
Спекание	18	3	3	0,9	ЦЭП-214А ЭН-30-2	45	810	10	811	8110
Нагрев	6	3	3	0,3	460	40	240	10	240	2400
Ковка	72	3	3	3,6	К0032	33	2370	10	2374	23740
Сверление	16	2	2	0,8	р-130	0,6	9,4	8	10,2	81
Зенковка	6	2	2	0,3	"	"	3,6	8	3,9	31
Нарезка резьбы	12	3	3	0,6	"	"	7,2	10	7,8	78
Воронение	0,9	2	1	-	-	20	18	8	18	144
Окраска	6,6	2	1	0,3	4707	-	-	8	0,3	2
Сушка	0,6	2	1	-	ТСК-7	100	60	8	60	480
Сумма	237	-	-	11,9	-	-	3880	-	3910	38800

соответствует техническим условиям [3]. Одновременно почти на порядок (с $\Pi'_M = 6$ до $\Pi''_M = 0,66$ коп.) уменьшаются расходы на материал, что отвечает критерию эффективности использования материала $\eta_M = \Pi'_M / \Pi''_M = 9,1$. Применение более мощного оборудования по новой технологии сильно снижает эффективность использования энергии ($\eta_{\text{и}} = U'_i / U''_i = 1560/5230 = 0,3$) и инфэнергии ($\eta_{\text{wi}} = W'_i / W''_i = 18600/54000 = 0,34$). Затраты энергии рабочих U_p остаются практически на прежнем уровне

($U'_p = U''_p \cong 17$ кДж), а инфэнергия W_p и средняя квалификация рабочих Π_p уменьшаются с $W'_p = 89600$ до $W''_p = 65300$ кДж и с $\Pi'_p = 5200$ до $\Pi''_p = 3800$ ед. соответственно. Роль совершенства оборудования по сравнению с квалификацией рабочих несколько возрастает (с $\eta'_{\text{пир}} = \Pi'_i / \Pi'_p = 12000 / 5200 = 2,3$ до $\eta''_{\text{пир}} = \Pi''_i / \Pi''_p = 10300 / 3800 = 2,7$), относительная роль энергии оборудования повышается значительно (с $\eta'_{\text{уир}} = U'_i / U'_p = 1560 / 17 = 92$ до $\eta''_{\text{уир}} = U''_i / U''_p = 5230 / 17 = 308$).

Сравнение табл. 3 и 4 для кольца говорит о повышении среднего качества изделия с $\Pi'_i = 8300$ до $\Pi''_i = 9900$ ед., причем упомянутые выше критерии эффективности имеют следующие значения: $\eta'_m = 1,9$; $\eta_{\text{уи}} = 325 / 3910 = 0,083$; $\eta_{\text{wi}} = 2680 / 38800 = 0,069$; $\eta'_{\text{пир}} = 8260 / 1630 = 5,1$; $\eta''_{\text{пир}} = 9910 / 2760 = 3,6$; $\eta'_{\text{уир}} = 325 / 4,5 = 72$; $\eta''_{\text{уир}} = 3910 / 11,9 = 330$.

Анализ приведенных данных показывает, что качество, а также энергосодержание и информационное энергосодержание изделия обеспечивается в основном за счет совершенства энергии и инфэнергии оборудования -- об этом свидетельствуют высокие значения критериев $\eta_{\text{пир}}$ и $\eta_{\text{уир}}$. Затраты на рабочую силу почти на два порядка превышают расходы на амортизацию оборудования и электроэнергию [4]. Отсюда следует кардинальный вывод о необходимости всемерной механизации и автоматизации работ и периодического повышения энергизала оборудования путем замены последнего. Весьма целесообразно повышать квалификацию персонала, ибо его энергизал растет значительно быстрее, чем тарифные ставки. Замедленный рост квалификации женщин на мужских специальностях снижает общую эффективность производства. Обращает на себя внимание универсальность количества информации Π , позволяющая в единообразной форме оценивать и сравнивать между собой качество изделия, совершенство оборудования, квалификацию персонала и т.д.

Резюме. Универсальные критерии эффективности и качества применены для сравнения технологических процессов ме-

ханической обработки и порошковой металлургии. Показана возможность эффективной замены проката спеченными порошками на примерах шестерни и кольца.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Кокиль . Минск, 1972. 2. Вейник А.И. Пути повышения и методы расчета эффективности производства и качества отливки. -- В сб.: Пути повышения качества деталей, изготавливаемых литьем под давлением. Тез. докл. Всесоюз. научн.-технич. совещания по литью под давлением в г. Ворошиловграде 12--14 октября 1976 . М., 1976. 3. Фастовский В.В. Егошин Р.А., Сироченко Ю.Т. Справочник по аттестации качества продукции. Харьков, 1974. 4. Барнашева Г.К. Расчеты экономической эффективности новой техники. Справочник. Л., 1975.

УДК 541.123.81:596.32.131

А.Е. Процкий, канд.техн.наук,
В.А. Шейман, канд.техн.наук

ОБ ЭНЕРГИИ СВЯЗИ ВЛАГИ С РТУТНО-СУРЬМЯНЫМ КОНЦЕНТРАТОМ

Как известно, при термическом обезвоживании влажных материалов необходимо затратить дополнительную по сравнению с испарением свободной воды энергию, обусловленную связью его влаги с материалом. Тепловой эффект связывания воды определяется выражением $Q = Q_{и} - Q_{н}$, где $Q_{и}$ -- теплота испарения воды, связанной с материалом; $Q_{н}$ -- теплота испарения свободной воды.

Значение Q зависит от многих факторов и колеблется в широких пределах. Но во всех случаях, особенно при глубокой сушке или полном удалении влаги, при расчете процесса термического обезвоживания необходимо оценить долю дополнительной энергии.

Ртутно-сурьмяный концентрат является мелкодисперсным материалом, начальная влажность которого колеблется в пределах 1±10%. Поскольку после обезвоживания концентрат поступает на дальнейшую высокотемпературную обработку, влага полностью удаляется. Средний диаметр частиц ртутно-сурьмяного концентрата составляет примерно 96 мкм, и поэтому доля

адсорбционно связанной влаги, главным образом определяющей энергию связи влаги с материалом, может быть существенной.

Энергия связи влаги с материалом определялась по формуле

$$E = -R_{\mu} T \ln \varphi, \quad (1)$$

где R_{μ} -- универсальная газовая постоянная; T -- абсолютная температура; φ -- относительная влажность воздуха.

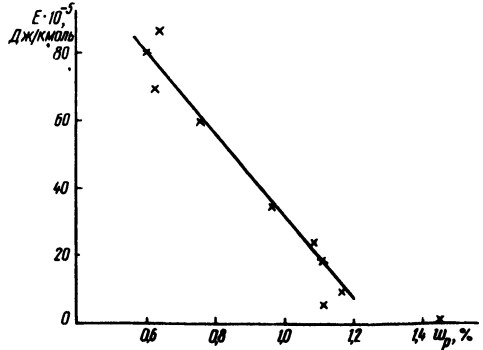


Рис. 1. Зависимость энергии связи влаги с материалом от его равновесной влажности.

Результаты расчетов по уравнению (1) с учетом полученной нами изотермы сорбции [1] представлены на рис. 1 в виде $E = f(w_p)$. При этом получена линейная зависимость, уравнением которой является

$$E = 1,25 (1,25 - w_p) \cdot 10^7, \text{ Дж/кмоль}, \quad (2)$$

где w_p -- равновесная влажность материала, %.

Соотношение (2) справедливо в пределах $0,6 \leq w_p \leq 1,2$

Среднее значение энергии связи влаги с материалом в диапазоне $w_{p1} = 0,6\%$ $w_{p2} = 1,2\%$ исходя из формулы (2) составит

$$\begin{aligned} \bar{E} &= \frac{10^7}{w_{p2} - w_{p1}} \int_{w_{p1}}^{w_{p2}} 1,25 (1,25 - w_p) dw_p = \\ &= 1,25 \left(1,25 - \frac{w_{p2} + w_{p1}}{2} \right) \cdot 10^7 = 1,25 (1,25 - \end{aligned}$$

$$- \frac{1,2 + 0,6}{2} \cdot 10^7 = 43,7 \cdot 10^5 \text{ Дж/кмоль.}$$

Значение Q_H определяется из выражения

$$Q_H = (449 - 0,42t) \cdot 10^5, \text{ Дж/кмоль.}$$

При температуре $t = 30^\circ\text{C}$, для которой подсчитывалось E , имеем

$$Q_H = 436,4 \cdot 10^5 \text{ Дж/кмоль.}$$

Дополнительная доля тепла составит

$$\frac{E}{Q_H} = \frac{43,7 \cdot 10^5}{436,4 \cdot 10^5} \cdot 100\% = 10\%.$$

Заметим, что это средняя величина для диапазона влажности материала $0,6 \div 1,2\%$.

Резюме. Расчеты показали, что дополнительное количество тепла для преодоления энергии связи влаги с материалом при его влажности больше $1,1\%$ составляет менее пяти процентов от количества тепла, затрачиваемого на испарение влаги, и в расчетах может не учитываться. При меньшей влажности эта доля тепла является существенной и должна быть учтена.

Л и т е р а т у р а

1. Шейман В.А. и др. Исследование гигроскопических свойств и тепломассообменных характеристик ртутно-сурьмяного концентрата. -- "Изв.вузов. Цветная металлургия", 1974, №4.

РАЗДЕЛ II. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.15.018.258

Н.С. Траймак

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ НА ИХ РАЗГАРОСТОЙКОСТЬ

Сведения о влиянии отдельных легирующих элементов на разгаростойкость в литературе базируются в основном на результатах изучения комплекснолегированных сталей. Они к тому же не являются достаточно систематическими и сопоставимыми, так как получены в совершенно разных условиях проведения эксперимента.

В связи с этим в настоящей работе использованы специально выплавленные стали, легированные одним элементом. Для сравнения изучен также ряд наиболее широко распространенных теплостойких и полутеплостойких штамповых сталей. Для легирования использованы элементы, которые наиболее часто применяются в машиностроении и в том числе для материалов технологической остастки. За основу принята ст.40, поскольку содержание углерода в ней является средним для многих штамповых сталей. Концентрация вводимых элементов изменялась в пределах 0,3--2%, т.е. в диапазоне экономнолегированных сталей.

Исследования проведены на установке, моделирующей температурно-временные параметры работы штампового инструмента [1]. Для оценки способности исследуемых материалов к термоусталостному сопротивлению приняты следующие критерии: количество циклов до появления первых трещин (K_1); средняя плотность трещин на единицу поверхности циклирования (K_2); средняя протяженность (глубина) трещин (K_3).

Для проведения экспериментов приняты призматические образцы сечением 10x10 мм. Оценка разгарного разрушения производилась на предварительно шлифованной торцевой поверхности. Образцы подвергались термообработке: закалке и высокому отпуску.

Термоциклирование проведено при нагреве до температуры 600°C с последующим охлаждением в проточной воде до температуры 50—80°C. После каждых 200 циклов производилось фотографирование поверхности циклирования, измерение твердости и определение характеристик разгара.

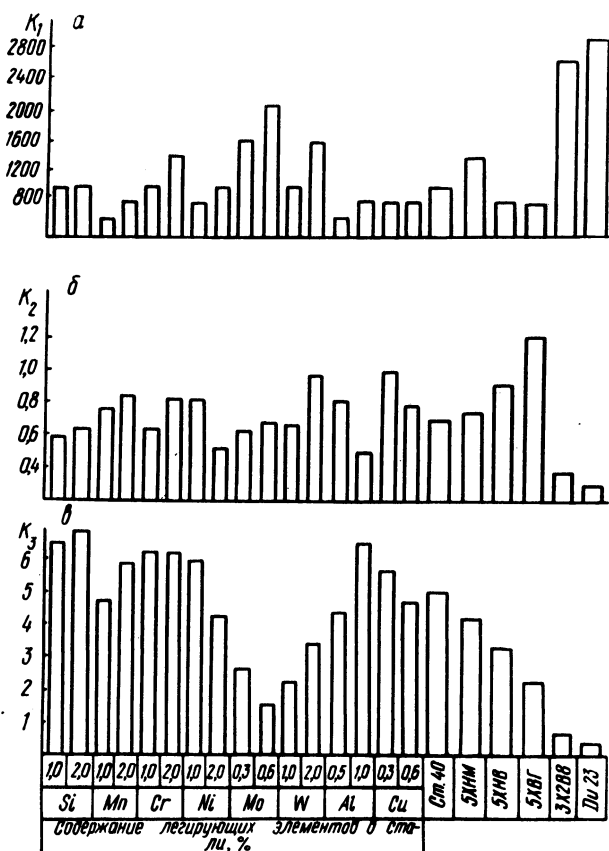


Рис. 1. Влияние легирующих элементов на характеристики разгаростойкости: а — количество циклов до появления первых трещин; б — средняя протяженность (глубина краевых трещин после 3000 циклов теплосмен); в — средняя плотность трещин на единице поверхности после 3000 циклов теплосмен.

Результаты экспериментов приведены на рис. 1. Они в частности показывают, что введение в сталь кремния незначительно повышает ее разгаростойкость. Повышение содержания кремния приводит к образованию даже более развитой сетки трещин. Легирование марганцем в исследуемом диапазоне снижает разгаростойкость стали. При введении в сталь никеля

разгаростойкость практически не изменяется. Легирование стали такими элементами, как алюминий и медь, не повышает, а в некоторых случаях даже снижает разгаростойкость.

Благоприятно влияет введение в сталь хрома и вольфрама, причем с увеличением содержания их разгаростойкость также имеет тенденцию к повышению. Особенно значительно увеличивает разгаростойкость молибден. Показатели разгаростойкости сталей, содержащих молибден, значительно выше соответствующих показателей полутеплостойких сталей типа 5ХНМ.

Исследование теплостойких сталей типа 3Х2В8Ф показало, что они обладают по всем показателям наиболее высокой разгаростойкостью. Это объясняется комплексным, а часто и повышенным легированием их такими сильными карбидообразующими элементами, как хром, вольфрам, молибден, ванадий [3]. Присутствие их особенно благоприятно сказывается на показателях механических свойств при повышенных температурах [2,3].

Резюме. В результате проведенных экспериментов следует отметить, что легирующие элементы по-разному влияют на различные характеристики разгарообразования. Это свидетельствует о том, что при изучении термоусталостного сопротивления следует получать возможно более всестороннюю информацию о поведении исследуемых материалов. Эта информация представляет несомненный интерес при создании специализированных сталей, работающих в условиях резко преобладающего разгарного разрушения.

Л и т е р а т у р а

1. Бельский Е.И. Стойкость кузнечных штампов. Минск, 1975. 2. Геллер Ю.А., Голубева Е.С. Исследование разгаростойкости штамповых сталей. — "Изв. ВУЗов. Черная металлургия", 1964, № 9. 3. Тылкин М.А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. М., 1971.

УДК 539.2.539.122.7

Г.Н. Белозерский, А.Г. Жилкин,
С.А. Хазанов, Ю.П. Химич

ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ в Fe-Ni-Co СПЛАВЕ МЕТОДОМ ЯДЕРНОГО ГАММА-РЕЗОНАНСА

В данной работе с помощью ядерной гамма-резонансной спектроскопии (ЯГРС) изучался сплав K25ФН14 (25% Со, 3%V,

14% Ni). Исходными образцами служили фольги толщиной 40 мкм, полученные холодной прокаткой со степенью обжатия 99%. Исходные образцы подвергались следующим термообработкам: закалке (выдержка при 1000°C в течение 15 ч, охлаждение в воде), отжигу (выдержка при 1000°C в течение 15 ч, охлаждение с печью) и отпускам при температурах 450°C , 550°C , 650°C в течение одного часа.

Спектры холоднокатанного, закаленного и отожженного образцов (рис. 1) весьма близки между собой и свидетельствуют о том, что при таких обработках данный сплав является однофазным твердым раствором на основе α -железа. Среднее эффективное магнитное поле $H_{\text{эф}}$ на ядрах Fe^{57} в этих образцах составляет при $T = 298^{\circ}\text{K}$ 337 ± 2 кэ. Однако линий спектра отожженного образца несколько уже, чем у первых двух образцов ($\Gamma_{1,6} = 0,8$ мм/с и $\Gamma_{1,6} = 1$ мм/с соответственно).

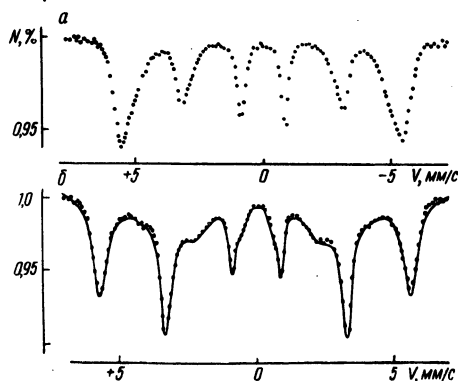


Рис. 1. Спектры ЯГР сплава K25FN14 при $T = 298^{\circ}\text{K}$: а — холоднокатаный образец; б — отпуск при 650°C , 1 ч.

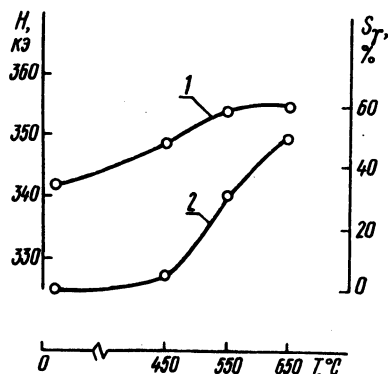


Рис. 2. Зависимость эффективного магнитного поля $H_{\text{эф}}$ на ядрах железа в α -фазе (1) и количества γ -фазы S_{γ} (2) от температуры отпуска.

Спектры ядерного гамма-резонанса (ЯГР) образцов, прошедших отпуск при указанных выше температурах, свидетельствуют о том, что наряду с фазой на основе α -железа в образцах появляется новая фаза (рис. 1), спектры которой представляют собой зеемановскую шестерку с весьма широкими линиями ($\Gamma_{1,6} \sim 2$ мм/с) и $H_{\text{эф}} = 240 \pm 3$ кэ. Такая ширина линий возникает вследствие широкого распределения эффективных магнитных полей, действующих на ядрах Fe^{57} в этой фазе. Последнее в свою очередь свидетельствует о concentra-

ционных неоднородностях и о сильном влиянии характера ближайшего окружения на обменное взаимодействие атомов железа в этой фазе. Все вышесказанное позволяет утверждать, что эта фаза имеет ГЦК решетки (γ -фаза) с концентрацией никеля, отвечающей инварной области железоникелевых сплавов [1]. Рентгеновский анализ подтвердил наличие ГЦК структуры в отпущенных образцах. Охлаждение сплава до 78°K приводит к увеличению поля на ядрах Fe^{57} в γ -фазе до 290 кэ. Это сви-

детельствует о достаточно низкой точке Кюри данной фазы. Действительно, температурные измерения показывают, что магнитное превращение в этой фазе происходит в широком интервале температур $225\text{--}300^\circ\text{C}$, что подтверждает ранее сделанный вывод о существовании неэквивалентных в магнитном отношении положений атомов железа. Количество γ -фазы монотонно увеличивается с увеличением температуры отпуска (рис. 2), при этом время выдержки в 1 ч при температуре 650°C достаточно для практически полного выделения γ -фазы, ибо увеличение времени отпуска до 100 ч увеличивает ее количество лишь на 10%. На кинетику образования γ -фазы при отпуске существенно влияет степень дефективности образца. Так, отпуск при 650°C в течение 1 ч отожженного образца приводит к образованию вдвое меньшего количества γ -фазы по сравнению с отпуском пластически деформированного образца.

Зависимость $N_{\text{эф}}$ в α -фазе отпущенных образцов (рис. 2) показывает монотонное увеличение последнего до значения, близкого к максимально наблюдаемому в бинарных Fe--Co сплавах [2]. Этот факт позволяет предположить, что при распаде исходного твердого раствора атомы Co остаются в α -фазе. Для того чтобы подтвердить это предположение, мы предприняли эмиссионные эксперименты, при которых в образцы вводился изотоп Co^{57} . Эмиссионные спектры образцов, подвергнутых аналогичным обработкам, показывают или полное отсутствие или значительно меньшее содержание γ -фазы в них. Это кажущееся уменьшение количества γ -фазы в образцах мы и связываем с тем, что атомы Co^{57} преимущественным образом входят в α -фазу.

В заключение остановимся на рассмотрении изменения текстуры образцов при различных обработках. При механических и термических обработках образцов они приобретают кристаллографическую текстуру деформации или рекристаллизации. При этом образцы становятся магнитно-анизотропными, т.е. появляются преимущественные направления намагниченности дома-

нов, заключение о которых можно сделать на основе анализа относительных интенсивностей линий ЯГР спектров:

Холодная прокатка	Отжиг	Закалка	Отпуск 450°C	Отпуск 550°C	Отпуск 650°C
3 : 1,5	3 : 2	3 : 2	3 : 2,9	3 : 4	3 : 3,9

Соотношения интенсивности вторых—пятых и первых—шестых линий спектров показывают, что в холоднокатанном образце преимущественное направление намагниченности перпендикулярно плоскости образца, а закалка и отжиг снимают текстуру деформации и делают образцы магнитоизотропными. Далее отпуск после холодной прокатки приводит к появлению магнитной структуры с преимущественным направлением намагниченности в плоскости фольги, что, очевидно, связано с образованием γ -фазы.

Резюме. Применение метода ЯГР позволило получить полную картину фазовых превращений, происходящих в данном сплаве.

Л и т е р а т у р а

1. Jonson C.E., Ridout M.S., Cranshow T.E. The mössbauer effect in iron alloys.-- Proc.Phys. Soc., 81, 1963. 2. Vincze J., Campbell J.A., Meyez A.J. Hyperfine field and magnetic moments in b.b.c.c. Fe-Co and Fe-Ni. -- "Solid State Comm", 15, N 9, 1974.

УДК 669.14

М.В. Ситкевич, Е.И. Бельский
 докт.техн.наук, В.М. Пикуло,
 канд.техн.наук

ПОВЕДЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР

Рабочие поверхности горячештампового инструмента в процессе эксплуатации подвергаются чрезвычайно интенсивному механическому и термическому воздействию со стороны деформируемого металла. Перемещение последнего относительно гравируры штампа сопровождается развитием на контактирующих

участках сложного комплекса физико-механических процессов, определяющих структурные изменения поверхностного слоя и формоизменение гравюры и в конечном итоге преждевременную выбраковку инструмента.

Различные инструментальные стали сопротивляются износу по-разному. Существенное влияние при этом оказывает структурное состояние поверхностных слоев. В последних, как показывают выполненные металлографические и рентгеноструктурные исследования, наблюдаются деформационные изменения и появляется зона с повышенным уровнем микроискажений. Установлено, что для штамповых сталей с практическим отсутствием избыточной карбидной фазы (5ХНМ, 7ХЗ, 40ХСМНФЦР) глубина этой зоны составляет 100—150 мкм. В случае, когда содержание избыточной карбидной фазы составляют 5—10% (ДИ-23, 3Х2В8), глубина зоны упрочнения 400—500 мкм.

Повышение уровня микроискажений в поверхностных слоях связано не только с интенсивным протеканием процессов деформации на участках фактического контакта, но и с влиянием содержания в структуре остаточного аустенита. Практически установлено полное отсутствие аустенита в термообработанных полутеплостойких сталях. У теплостойких же сталей количество его повышается до 3—5%.

Интенсивное поле напряжений, формирующееся в процессе износа, благоприятствует мартенситному превращению аустенита, которое может распространяться на значительную глубину. Практическое отсутствие в структуре полутеплостойких сталей остаточного аустенита обеспечивает ведущую роль деформационных процессов в формировании зоны повышенных микроискажений.

Таким образом, высокие показатели износостойкости штамповых сталей с избыточной карбидной фазой могут быть связаны с благоприятным влиянием остаточного аустенита, мартенситный распад которого обеспечивает существенное повышение прочностных показателей приповерхностных зон инструмента. Проведенные эксперименты показали, что повышение температуры закалки на 50—70°С выше оптимальных для сталей ДИ-23 и 3Х2В8Ф обеспечивает увеличение износостойкости в 1,2—1,4 раза. Это обстоятельство объясняется увеличением содержания остаточного аустенита. Данный режим термообработки может быть рекомендован для инструмента, работающего в условиях преобладающего истирания на относительно тяжелых режимах работы.

Исследования образцов стали Р6М5 позволили установить, что максимальная износостойкость отмечается при количестве остаточного аустенита -- около 10%, что обеспечивается закалкой начиная с температуры 1220°С и однократным одночасовым отпуском при 560°С.

Лабораторные исследования образцов, а затем испытания партии долбяков в условиях Минского тракторного завода, обработанных по данному режиму, показали увеличение износостойкости в 1,6--2 раза.

УДК 669.14.018.252.3

Р.Н. Худокормова, канд.техн.наук,
В.Б. Левитан, Е.М. Лапцевич,
Т.М. Гаврилова

ВЫБОР РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ГАЗОВОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ И ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

На Минском тракторном заводе шеверы изготавливаются из ст. Р6М5. Однако Р6М5, хотя и в меньшей степени, чем Р18, Р12, обладает повышенной хрупкостью по сравнению с комплекснолегированными теплостойкими сталями типа 45ХЗВЗМФС (ДИ-23). Допустимо предполагать, что ст. ДИ-23 после насыщения углеродом и соответствующей термической обработки приобретает свойства, необходимые таким режущим инструментам, как шеверы.

В настоящей работе приводятся результаты исследований диффузионного насыщения сталей Р6М5 и 45ХЗВЗМФС путем газовой цементации.

Цементация проводилась в шахтных печах типа "Ц" в условиях завода (МТЗ) при температурах 900, 950 и 1000°С с выдержкой в течение 1, 5, 10, 15 и 20 ч для каждой температуры и охлаждением на воздухе.

При всех исследованных режимах образуются насыщенные слои, глубина которых активно увеличивается с ростом температуры и длительности выдержки. Слои характеризуются высоким содержанием углерода, а также большим градиентом концентрации этого элемента по глубине слоя. В результате указанного, цементованные образцы из ст. Р6М5 при температурах, превышающих 1050°С, оплавливались. По этой причине температура под закалку для Р6М5 была снижена с 1220 до

1050°C. Из-за недостаточной степени легированности α -твердого раствора отмечено снижение красностойкости стали.

Следовательно, газовая цементация, проводимая обычным способом, не обеспечивает ожидаемых результатов по улучшению необходимого комплекса свойств стали Р6М5.

Был опробован метод газовой цементации с последующей изотермической выдержкой. Сущность этого метода состоит в том, что подача газа в печь происходит не в течение всего времени выдержки образцов (20 ч), а на протяжении определенной части ее. Опробованы следующие режимы цементации с выдержкой (950°C): 5 ПГ + 15; 10 ПГ + 10; 15 ПГ + 5. Цифры с буквами "ПГ" указывают длительность (ч) подачи газа в печь. Одновременно с этим проводилась цементация по обычному методу, т.е. газ подавался в печь на протяжении всей выдержки 5, 10, 15 и 20 ч.

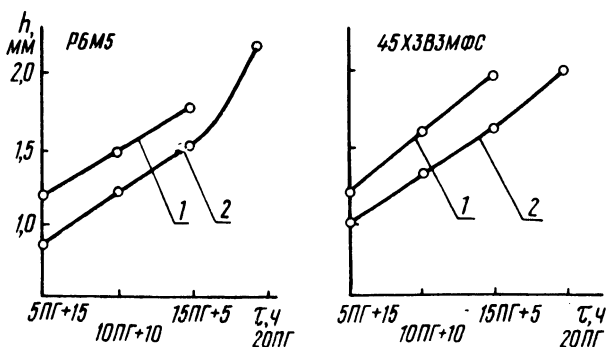


Рис. 1. Влияние метода и режима цементации на глубину (h) слоя: 1 — выдержка с подачей и без подачи газа; 2 — выдержки только с подачей газа.

Зависимости глубины слоя от режима и метода цементации приведены на рис. 1. Как видно, применение метода газовой цементации с выдержкой обеспечивает слои большей глубины по сравнению со слоями, полученными при аналогичных выдержках с непрерывной подачей газа.

Распределение углерода по глубине слоя ст. Р6М5 (рис. 2) и ст. 45Х3В3МФС (рис. 3) определялось методом послойного химического анализа. На приведенных зависимостях в качестве сравнения показано также распределение углерода по слою при цементации с подачей газа в течение 20 ч (20 ПГ). Как видно, в ст. 45Х3В3МФС при всех режимах цементации с выдержкой наблюдается монотонное снижение углерода от поверхности по слою к сердцевине при сохранении малого градиента концентрации.

Таблица 1. Твердость закаленных образцов в зависимости от метода и режима цементации (950 °С)

Режим цементации	Время выдержки, ч							
	5	10	15	20	5ПГ+15	10ПГ+10	15ПГ+5	
HRC P6M5	62	53	50	49	62	61	58	
HRC ДИ23	62	56	51	49	64	63	62	

а

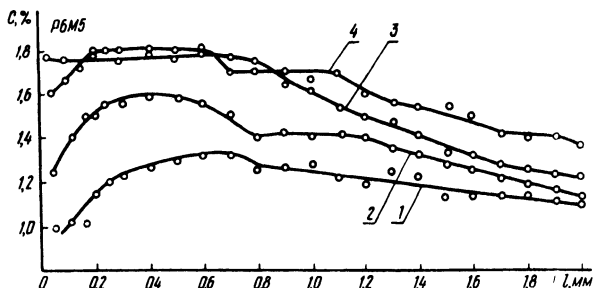


Рис. 2. Влияние режима цементации (950°С) на распределение углерода (С) по глубине слоя: 1 — 5ПГ+15; 2—10ПГ+10; 3—15ПГ + +5; 4—20ПГ.

б

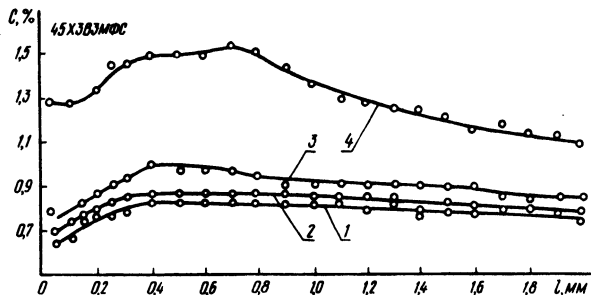


Рис. 3. Влияние режима цементации (950°С) на распределение углерода (С) по глубине слоя: 1—5ПГ+15; 2—10ПГ+10; 3—15ПГ + +5; 4—20ПГ.

Закалка образцов проводилась в масле для ст. ДИ-23 с температуры 1170°С, для ст. P6M5 — с 1050°С. Отпуск при 560°С с выдержкой 1 ч. Значения твердостей исследуемых цементованных сталей в закаленном состоянии приведены в табл. 1. Твердость закаленных образцов, цементованных по обычной методике, существенно возрастает в результате отпуска и зависит от числа проведенных отпусков. В случае цементации с выдержкой отмечен меньший прирост твердости при отпуске, кроме того, значения твердости для ст. ДИ-23 не зависят от кратности отпуска. В результате закалки и трехкрат-

Таблица 2. Распределение карбидной фазы по глубине цементованного слоя сталей Р6М5 и ДИ-23

Марка стали	Режим цементации	Состояние стали	Количество карбидной фазы, %			количество карбидов, шт/мм ²		
			Расстояние от поверхности, мм					
			0,5	1,0	1,5	0,5	1,0	1,5
Р6М5	5ПГ+15	цементация	38	31	31	210	190	170
		закалка	22	16	16	180	170	150
	10ПГ+10	»	27	20	21	220	190	170
ДИ-23	5ПГ+15	»	25	17	17	200	145	140
		»	17	13	12	500	410	300
	10ПГ+10	»	16	12	9	350	290	255
		»	13	13	12	280	300	280
		»	7	7	5	120	170	100

ного отпуска получены следующие значения твердости для ст. ДИ-23: (5ПГ+15) - 65 HRC; (10ПГ+10) - 63HRC; (15ПГ+5) - 63 HRC.

Металлографический анализ карбидной фазы слоев сталей (табл. 2) показал, что при цементации с выдержкой образуется высокодисперсные равномерно распределенные карбиды, особенно в ст. ДИ-23, округлой формы. Карбидная сетка в слое не образуется.

Рентгеноструктурный анализ, проведенный на УРС-50 с использованием Со-излучения показал фазовый состав слоев и сердцевины сталей Р6М5 и ДИ-23, прошедших цементацию:

Ст. Р6М5, сердцевина: γ , α , Me_6C , VC, Mo_2C ; слой (режим 20 ПГ): γ , α , Me_6C , Mo_2C ; режим (15ПГ+5): γ , α , Me_6C ; (ст. ДИ-23, сердцевина: γ , α , Me_6C , VC; слой (режим 20ПГ): γ , α , Me_6C , VC; режим (5ПГ+15): α , Me_6C .

Микроскопический анализ показал, что в сердцевине ДИ-23 и в ее слое, полученном цементацией без выдержки, находится много аустенита остаточного (γ -фаза), больше чем в Р6М5. Количество Me_6C в сердцевине этой стали невелико, текстуры нет. В слое же, полученном цементацией с выдержкой, аустенит остаточный отсутствует. Карбиды в слоях сталей Р6М5 и ДИ-23 текстурованы: Me_6C по [331], VC по [111], Mo_2C по [002].

Резюме. Метод газовой цементации с изотермической выдержкой обеспечивает глубокие слои с карбидной фазой высокой степени дисперсности. Твердость цементованной ст. ДИ-23 после окончательной термической обработки имеет более высокие значения, чем сталь Р6М5.

Б.В. Бабушкин, канд.техн.наук,
Д.М. Махаров

ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ СТАЛЕЙ ХРОМОМ

Приведены результаты диффузионного хромирования ст. 20ХНР, 40ХН и 20Х13 алюминотермическим методом [1] в порошках состава (в % по массе): $98\% [30\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 70\% (75\% \text{Cr}_2\text{O}_3 + 25\% \text{Al})] + 2\% \text{NH}_4\text{Cl}$. Кинетику формирования диффузионных слоев изучали при температурах 900, 1000 и 1100°C и длительности насыщения 4, 6 и 8 ч. Образцы после насыщения подвергали металлографическому, рентгеноструктурному, спектральному анализам и измерению микротвердости по глубине слоя. Результаты исследования кинетики насыщения приведены в табл. 1.

Металлографическим анализом установлено, что на ст. 20ХНР и 40ХН формируются диффузионные слои, состоящие из двух зон: карбидной (состоит из фаз $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ и $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ с микротвердостью Н100 1800–2200 кг/мм²) и твердорастворной (состоит из высокохромистого стабильного феррита с твердостью до 600–700 кг/мм²). Рентгеноструктурный анализ подтверждает приведенные данные; концентрация хрома на поверхности после насыщения составила 70–75% по массе.

С увеличением содержания углерода в стали общая глубина диффузионного слоя уменьшается, но глубина карбидной зоны возрастает. Так, при температуре хромирования 1100°C и длительности 6 ч на ст. 20ХНР глубина карбидной зоны не превышает 8–10 мкм, тогда как на ст. 40ХН она достигает 20–25 мкм.

Диффузионный слой на ст. 20Х13 имеет фазовый состав, аналогичный описанному выше, карбидная зона достигает глубины 10–15 мкм, глубина же зоны твердого раствора значительно больше, чем на низкохромистых сталях. Г.Н. Дубинин [2]

Таблица 1. Влияние температуры и времени насыщения на глубину хромированного слоя сталей

Материал	Глубина диффузионного слоя, мм								
	900°C			1000°C			1100°C		
	4 ч	6 ч	8 ч	4 ч	6 ч	8 ч	4 ч	6 ч	8 ч
20ХНР	4	8	10	16	24	28	28	36	48
40ХН	4	6	8	8	12	16	20	28	32
20Х13	10	20	30	22	30	44	100	110	120

объясняет это высокой концентрацией хрома в стали. Ферритная зона имеет хорошо видимое столбчатое строение.

насыщаемой характерное

Максимальную микротвердость в полученных диффузионных слоях имеют карбиды хрома на ст. 40ХН (рис. 1). Несколько ниже твердость карбидной зоны ст. 20ХНР, еще ниже — на ст. 20Х13, где она составляет около 1350 кг/см². Полученные

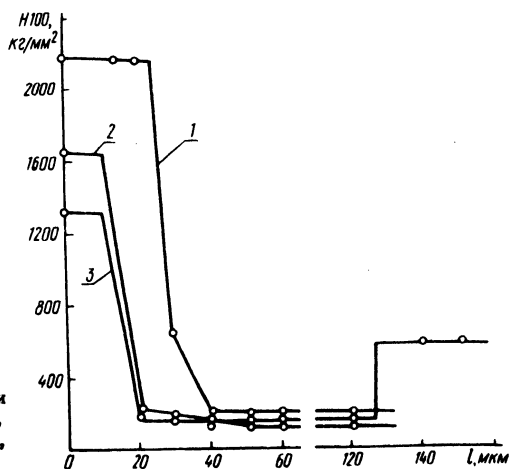


Рис. 1. Распределение микротвердости Н100 по глубине диффузионного слоя: 1, 2, 3 — соответственно ст. 40ХН, 20ХНР, 20Х13.

ранее данные позволяют предположить [3], что изменение твердости металлоподобных фаз в диффузионном слое без изменения их природы и состава могут быть связаны с влиянием состава стали — основы (прежде всего — содержания углерода в ней) на остаточные напряжения в слое.

Резюме. При использовании достаточно интенсивного режима насыщения (температура 1050—1100°С, длительность не менее 6 ч) на среднеуглеродистых легированных сталях с помощью алюминотермического метода могут быть получены хромированные слои оптимальной структуры с хорошо развитой карбидной зоной.

Л и т е р а т у р а

1. Ляхович Л.С. и др. Многокомпонентные диффузионные покрытия. Минск, 1974. 2. Дубинин Г.Н. Диффузионное хромирование сплавов. М., 1964. 3. Поляков Б.З. Исследование остаточных напряжений в борированных среднеуглеродистых сталях. Автореф. канд.дис. Минск, 1970.

М.Г. Крукович, канд.техн.наук,
В.С. Жерносеков, Ю.В. Туров,
канд.техн.наук

К ВОПРОСУ БОРИРОВАНИЯ ИЗ РАСПЛАВЛЕННЫХ СОЛЕЙ

Наибольшее распространение из составов для жидкостного борирования находит ванна с использованием карбида бора. Однако этот восстановитель является еще достаточно дорогим и дефицитным. В данной работе приведены результаты исследований по замене карбида бора на более дешевый и доступный восстановитель, в качестве которого использован карбид кальция.

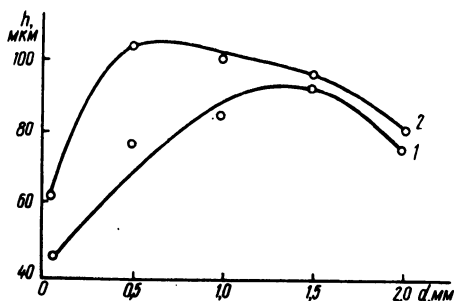


Рис. 1. Влияние размера гранул (d) CaC_2 на толщину боридного слоя (h) ($t = 950^\circ\text{C}$, $\tau = 2$ ч, армко-железо): 1 — 80% бурый, 20% CaC_2 ; 2 — 70% бурый, 10% NaCl , 20% CaC_2 .

Критериями оценки оптимального размера гранул явились: степень равномерности распределения карбида кальция по всему объему ванны, а также равномерность глубины диффузионного слоя по поверхности образца (рис. 1, кривая 1). Несмотря на то что боридный слой имел одинаковую толщину по всей поверхности образцов, боридные иглы были разобщены. По нашему мнению, это объясняется неравномерным распределением катодной плотности тока по поверхности образцов при жидкофазном безэлектролизном насыщении, что вызвано в данном случае использованием большого размера частиц карбида кальция. Получение равномерных и компактных боридных слоев может быть достигнуто применением размера гранул восстановителя ($< 1,5$ мм) при условии его равномерного распределения по всему объему ванны, что может быть обеспечено снижением вязкости или плотности электролита. Для снижения вязкости электролита использовался хлористый натрий (рис. 1, кривая 2), что позволило не только решить поставленную задачу, но и повысить насыщающую способность состава ванны.

Дальнейшие исследования оптимального состава насыщающей среды и кинетических зависимостей роста диффузионных слоев проводились с использованием гранул карбида кальция размера 0,25--0,75 мм (рис. 2). Насыщающая способность состава с применением карбида кальция несколько уступает составу с карбидом бора, несмотря на то что значение его стационарного электродного потенциала электроотрицательнее соответствующего значения карбида бора ($\varphi_{\text{B}_4\text{C}} = -630$ мВ, $\varphi_{\text{CaC}_2} = -680$ мВ). Такое кажущееся несоответствие с электрохимическим толкованием механизма жидкостного безэлектролизного

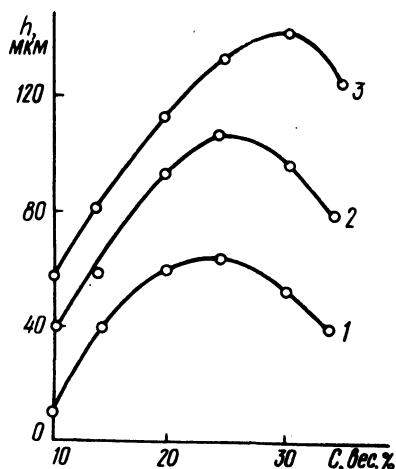


Рис. 2. Влияние содержания восстановителя (С) в ванне на глубину боридного слоя (h) ($t = 850^\circ\text{C}$, $\tau = 2$ ч, армо-железо): 1 — SiC ; 2 — CaC_2 ; 3 — B_4C .

Таблица 1. Влияние температуры и продолжительности насыщения на толщину боридного слоя

Марка стали	Продолжительность насыщения, ч	Толщина слоя при различных температурах, мкм							
		850°C		900°C		950°C		1000°C	
		общая	слошного слоя	общая	слошного слоя	общая	слошного слоя	общая	слошного слоя
45	2	20	10	50	25	85	40	105	50
	4	55	25	80	40	125	50	140	70
	6	75	35	95	45	140	60	170	85
У8	2	15	10	30	20	50	30	75	55
	4	35	20	50	30	70	45	100	65
	6	50	30	65	40	65	55	120	80
5ХНВ	2	15	—	30	—	65	—	95	—
	4	45	—	65	—	90	—	125	—
	6	70	—	85	—	110	—	145	—
ЦХ15	2	10	5	25	15	45	25	75	45
	4	35	20	45	25	70	40	100	65
	6	50	30	60	35	95	50	120	80
3Х2В8	2	—	—	10	—	15	—	30	—
	4	—	—	15	—	30	—	40	—
	6	—	—	25	—	40	—	50	—

насыщения связано с образованием ионов низшей валентности бора в расплаве при использовании карбида бора, которые требуют для своего восстановления меньших энергетических затрат и имеют большую подвижность в расплаве. Наиболее приемлемый интервал борирования в исследованном составе — 800–1000°C.

Боридные слои, полученные в составе с карбидом кальция, состоят из двух фаз FeB и Fe_2B . Кинетика процесса борирования железа и некоторых сталей представлена в табл. 1.

Промышленное применение разработанного состава для жидкостного безэлектролизного процесса борирования с использованием карбида кальция значительно удешевит процесс насыщения.

УДК 621.793.6

Б.М. Фиштейн, канд. техн. наук,
В.Е. Николаев, М.В. Ситкевич

БОРИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С НАГРЕВОМ ТВЧ

В работе рассмотрены некоторые вопросы борирования штамповых ст. 5ХНВ, 7Х3 и 4Х4ВМФС (ДИ-22) с нагревом ТВЧ и его влияние на износостойкость в условиях повышенных давлений и температур.

Борирование с нагревом ТВЧ производилось в порошкообразной смеси состава: в вес. % — 87% B_4C + 10% древесного угля + 3% NaF . Для этого образцы запаковывались в открытый керамический тигель, который помещался в многovitковый цилиндрический индуктор. Нагрев осуществлялся при помощи лампового генератора ЛЗ-107.

Борирование проводилось в течение 15 мин при температурах 880–900°C (5ХНВ, 7Х3), 1080–1100°C (ДИ-22). Глубина борированного слоя (до конца игл) составляет 45–50 мкм (5ХНВ, 7Х3) и 50–55 мкм (ДИ-22). Структура слоя независимо от способа борирования на всех сталях состоит из боридов. Важнейшим показателем штамповых сталей является износостойкость, поэтому в настоящей работе проведен соответствующий комплекс лабораторных сравнительных испытаний исследуемых материалов на трение и износ по методике работы

[1]. Параметры испытаний: линейная скорость скольжения -- 0,28 м/с, давление -- 200 кгс/см², температура в зоне контакта -- 460°С, путь трения -- 500 м. Материал контртела -- ст. 25ХГТ в состоянии поставки.

Результаты сравнительных испытаний представлены на рис. 1. Установлено, что борирование ст. 5ХНВ, 7Х3 и ДИ-22 обеспечивает повышение их износостойкости в 7-8 раз. При этом износостойкость в значительной мере определяется самой борированной сталью. Следует отметить, что борирование с нагревом ТВЧ показывает несколько лучшие результаты, чем борирование при печном нагреве (рис. 1).

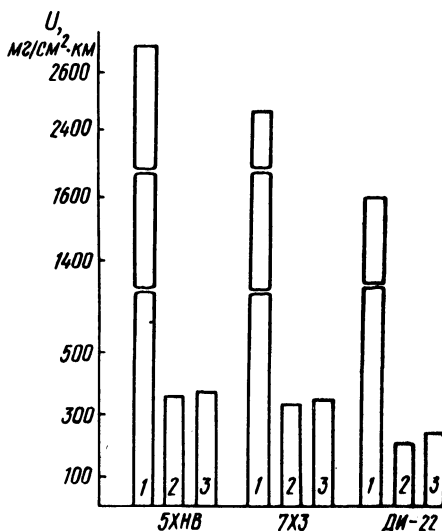


Рис. 1. Сравнительная износостойкость (U) штамповых сталей при повышенных температурах и давлениях: 1 -- термическая обработка без упрочнения; 2 -- борирование с нагревом ТВЧ; 3 -- борирование при печном нагреве.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования характера износа исследуемых материалов позволили установить, что износ борированных ст. 5ХНВ, 7Х3 и ДИ-22 носит главным образом окислительный характер. Поверхности трения характеризуются практическим отсутствием очагов схватывания.

Резюме. Исследование износа дало возможность установить некоторые особенности поведения борированных штамповых сталей на поздних стадиях существования боридного слоя. В частности определено, что макропластическая деформация борированных сталей протекает значительно труднее, нежели сталей без упрочнения, причем это имеет место и в тех случаях, когда боридный слой уже практически отсутствует. Это, очевидно, связано с влиянием диффузионной переходной зоны. В

процессе испытаний отмечен также и хрупкий характер разрушения боридного слоя, который имеет место главным образом на поздних стадиях.

Л и т е р а т у р а

1. Бельский Е.И., Пикуло В.М. К методике прецизионных испытаний на износ диффузионноупрочненных сталей. -- В сб.: Металлургия, вып. 4, Минск, 1973.

УДК 621.785.53

Ф.И. Пантелеенко, Б.С. Кухарев
канд.техн.наук, С.И. Кошина

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА ДИФФУЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Цинковые покрытия используются как антикоррозионные. Естественно, что их защитные свойства определяются фазовым составом и структурой диффузионного слоя. Приведем результаты исследования влияния условий насыщения и термической обработки на строение цинковых покрытий, полученных насыщением в порошковых смесях ($10-50\%Zn + 90-50\% Al_2O_3$) + $1-5NH_4Cl$ ($t^{\circ} = 500-700^{\circ}C$, $\tau = 1-3$ ч) в контейнерах с плавкими затворами. Исследование выполнено на углеродистых ст. 20, 45, У8 и техническом железе. Образцы перед насыщением очищали от загрязнений и окалины и обезжировали в четыреххлористом углероде. насыщение проводили по стандартной технологии. После насыщения контейнеры вместе с образцами охлаждали на спокойном воздухе.

Влияние условий химико-термической обработки и состава смеси на толщину диффузионного слоя на ст. 45 приведено в табл. 1. Изменение содержания активатора (NH_4Cl) в смеси от 1 до 5% не изменяет толщины слоя. Несколько необычной в данном случае является зависимость толщины диффузионного слоя от температуры процесса. Экспоненциальный закон роста слоя в случае цинкования из порошков не соблюдается. Как правило, фазовый состав слоя соответствует однофазным областям диаграммы состояния при температуре насыщения. Фазовый состав слоя идентифицировали с использованием металлографического, фазового рентгеноструктурного и микрорентге-

Таблица 1. Влияние состава смеси, температуры и продолжительности процесса диффузионного цинкования ст. 45 на толщину слоя

Содержание Zn в смеси, вес, %	Температура, °C								
	500			600			700		
	Продолжительность насыщения, ч								
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
10	$\frac{4}{1+3}$	$\frac{16}{1+15}$	$\frac{27}{2+27}$	$\frac{30}{2+28}$	$\frac{46}{3+43}$	$\frac{58}{3+55}$	$\frac{42}{42+0}$	$\frac{56}{56+0}$	$\frac{70}{70+0}$
20	$\frac{12}{1+11}$	$\frac{34}{2+32}$	$\frac{50}{3+47}$	$\frac{65}{6+59}$	$\frac{100}{8+92}$	$\frac{122}{8+114}$	$\frac{70}{15+55}$	$\frac{95}{16+79}$	$\frac{100}{20+80}$
30	$\frac{20}{2+18}$	$\frac{45}{2+43}$	$\frac{55}{4+51}$	$\frac{90}{7+83}$	$\frac{120}{9+111}$	$\frac{135}{10+125}$	$\frac{102}{18+84}$	$\frac{120}{23+97}$	$\frac{120}{23+97}$
40	$\frac{28}{2+27}$	$\frac{50}{3+47}$	$\frac{70}{5+65}$	$\frac{110}{8+102}$	$\frac{154}{10+144}$	$\frac{170}{12+158}$	$\frac{115}{19+96}$	$\frac{140}{42+98}$	$\frac{142}{45+97}$
50	$\frac{33}{2+31}$	$\frac{58}{3+55}$	$\frac{85}{5+80}$	$\frac{124}{9+115}$	$\frac{165}{12+153}$	$\frac{180}{16+164}$	$\frac{120}{21+99}$	$\frac{165}{47+118}$	$\frac{170}{50+120}$

Примечание. $\frac{4}{1+3}$ (4 — общая толщина слоя; 1+3 — толщина Γ - и δ -фаз (при $t^{\circ} = 500^{\circ}\text{C}$ и 600°C) или $\Gamma + \alpha$ - и $\delta + \Gamma$ -фаз при $t^{\circ} = 700^{\circ}\text{C}$).

носпектрального анализом. Установлено, что фазовый состав слоя определяется в основном температурой процесса и составом насыщающей смеси. После цинкования при температуре 500°C в смеси с 5% цинка в течение 1—3 ч на железе и сталях формируется диффузионный слой, представляющий собой твердый раствор цинка в α -железе (α -фаза), микротвердость которой $H_{50} = 130 - 170 \text{ кг/мм}^2$. При увеличении содержания цинка больше 10%, помимо α -фазы, в слое формируется более богатая цинком Γ -фаза, образующая сплошную зону небольшой толщины* (сверху которой формируется тонкий слой) δ -фазы. Микротвердость Γ и δ -фаз составляет $510-550 \text{ кг/мм}^2$ и $300-410 \text{ кг/мм}^2$ соответственно. При насыщении в богатых цинком смесях (20—50%) диффузионный слой состоит из α -, Γ - и δ -фаз, причем большую часть слоя занимает δ -фаза. Так, при цинковании в смеси с 50% ($t^{\circ} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч}$) толщина слоя по зонам составляет: δ — 80 мкм, Γ — 5 мкм. Повышение температуры процесса до 600°C качественно не изменяет строения диффузионного слоя, увеличивается лишь толщина отдельных зон слоя (табл. 1). В случае цинкования при 700°C строение слоя резко изменяется. При насыщении в бедных цинком смесях (5—10% цинка) слой

* Здесь и далее под термином "толщина слоя" понимается толщина более богатых цинком чем α -фаза зон ввиду отсутствия четкой границы между α -фазой и структурой основы.

состоит не из отдельных зон, а из смеси α и Γ -фаз. При насыщении в более богатых цинком смесях (20–50% цинка) диффузионный слой состоит из α -твердого раствора и смеси $\alpha + \Gamma$ и $\delta + \Gamma$ -фаз, что подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа. С поверхности образца в отдельных местах формируется очень тонкая хрупкая зона, которая по данным послыонного рентгеновского анализа представляет собой смесь δ и ϵ -фаз.

С целью выяснения возможности получения требуемых структур диффузионных цинковых слоев изучалась природа процессов, протекающих в диффузионном цинковом слое при его термической обработке. Цинкованные образцы подвергали нагреву в порошковых смесях (не содержащих цинка и обеспечивающих неокислительную атмосферу) в контейнерах с плавкими затворами и выдерживали различное время от 2 мин до 3 ч. Структура образцов фиксировалась через каждые 2 мин охлаждением их в воде с температуры изотермической выдержки. Цинкование образцов проводили по режиму: $t^{\circ} = 700^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ч}$ в смеси (20% Zn + 80% Al_2O_3) + 2% NH_4Cl , исходная структура α -твердый раствор, зона смеси $\Gamma + \alpha$ -фаз и зона смеси $\delta + \Gamma$ -фаз. При изотермической выдержке при 500°C изменения в слое протекают медленно. Наиболее активно протекает трансформация диффузионного слоя при 700°C . Уже в процессе нагрева до 700°C начинает расти зона смеси Γ - и α -фаз, зона смеси $\delta + \Gamma$ -фаз соответственно уменьшается и в ней увеличивается количество Γ -фазы. После выдержки 2 мин с поверхности также появляется и растет зона Γ -фазы, толщина зоны $\delta + \Gamma$ -фазы при этом уменьшается. В зоне $\Gamma + \alpha$ -фаз растет количество α -твердого раствора. После выдержки в течение 30–35 мин весь слой состоит из смеси $\alpha + \Gamma$ -фаз. Дальнейшая выдержка лишь изменяет их соотношение (увеличивается количество α -фазы за счет Γ -фазы).

Полученные результаты позволяют утверждать, что в случае выдержки при 700°C происходит не только диффузионная разгонка слоя, но и интенсивное уменьшение концентрации цинка в слое за счет его испарения и диффузии в порошковую смесь. Эти процессы особенно интенсивно протекают в начальный момент выдержки за счет подплавления δ -фазы и облегчения всех диффузионных процессов и особенно процессов испарения. Подтверждением этого положения является гетерогенность структуры диффузионного слоя, свидетельствующая о резком различии в скорости описанных процессов в отдельных

участках диффузионного слоя и как следствие — образование развитой системы микрокапилляров по всей толщине диффузионного слоя.

Резюме. Приведенные результаты могут быть использованы при необходимости получения заданной структуры диффузионного слоя при эксплуатации цинкованных изделий.

УДК 621.785.3

Л.Г. Ворошнин, докт. техн. наук,
Ф.И. Пантелеенко

ДИФфуЗИОННОЕ ЦИНКОВАНИЕ СТАЛЕЙ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ

Данные по кинетике формирования, фазовому составу и свойствам диффузионного слоя при насыщении из порошков и других методах цинкования довольно многочисленны и подробно описаны в [1...5] и др.

Целью настоящей работы является исследование наименее изученных моментов цинкования из порошковых сред.

Влияние основных технологических параметров процесса цинкования: состава насыщающей среды, температуры и времени насыщения на толщину диффузионного слоя и его строение показано на рис. 1 и 2. При сравнительно низких температурах цинкования (до 600°С) структура слоя соответствует однофазным областям диаграммы состояния системы Fe — Zn (рис. 3) и определяется преимущественно температурой процесса и активностью насыщающей среды.

Механизм формирования цинковых покрытий значительно менее ясен. Можно считать установленным [1], что при цинковании в порошковых смесях насыщение протекает преимущественно за счет твердофазного или жидкофазного контакта Fe (сталь) Zn, а не за счет газовой фазы, формирующейся в насыщающей среде при температуре процесса. Это, в частности, однозначно доказывается следующим экспериментом: образцы помещали в насыщающую смесь лишь частично, остальная часть образцов засыпалась инертной засыпкой (шамотом). Контейнер герметизировался плавким затвором. Полученные результаты (табл. 1) свидетельствуют о том, что толщина слоя на той части образцов, которая была помещена в активную среду, значительно больше, а концентрация в нем цинка выше. Об этом

же свидетельствует тот факт, что увеличение содержания активатора NH_4Cl в смеси (с 1 до 5%) не изменяет строения и толщины слоя.

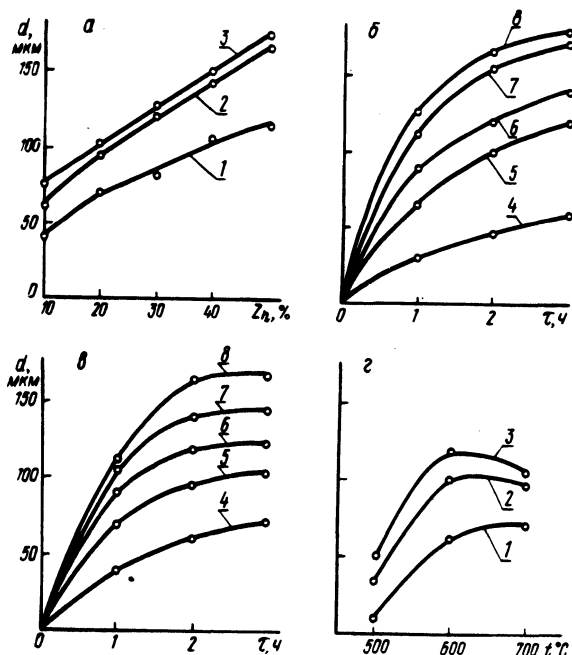


Рис. 1. Влияние содержания цинка в смеси ($t^\circ = 700^\circ\text{C}$) (а); продолжительности ($t^\circ = 600^\circ\text{C}$) (б); ($t^\circ = 700^\circ\text{C}$) (в) и температуры насыщения (20% Zn) (г) на толщину цинкового слоя; 1, 2, 3 - соответственно 1, 2, 3 ч; 4, 5, 6, 7, 8 - соответственно 10, 20, 30, 40, 50% Zn.

При нагреве контактируемых металлов (железо—порошок цинка) происходит диффузия цинка в железо и железа в цинк. В результате в железе последовательно формируются α , Γ и δ -фазы, а со стороны цинка η -, ξ - и δ -фазы. При температурах цинкования выше температуры плавления цинка скорость диффузионного растворения железа в расплаве цинка резко уве-

Таблица 1. Сравнительные результаты совмещенного цинкования в активной порошковой смеси 98% (50% Zn + 50% Al_2O_3) + 2% NH_4Cl и в инертной засыпке

Режим насыщения		Толщина слоя, мкм			
		Активная среда		Инертная засыпка	
$t_1, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	Γ	δ	Γ	δ
500	2	3	55	-	-
600	2	12	153	16	-
700	2	47*	118**	20	-

личивается и можно ожидать, что процессы кристаллизации железоцинковых сплавов будут резко превалировать над чисто диффузионным формированием слоя (за счет диффузии цинка в железо). С целью проверки этого предположения проводилось шин-

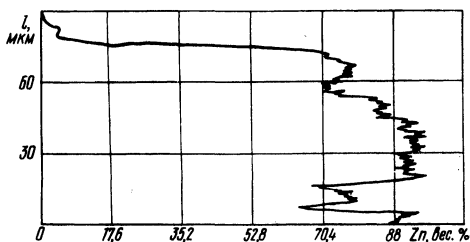


Рис. 2. Распределение цинка по толщине цинкового слоя ($t^{\circ} = 700^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч, 20% Zn).

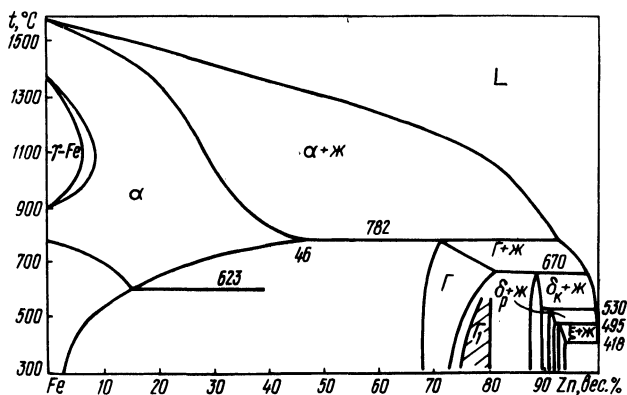


Рис. 3. Диаграмма состояния Fe-Zn.

кование из смеси на основе Γ -фазы 98% (80% Γ -фазы + 20% Al_2O_3) + 2% NH_4Cl . Образование жидкой фазы в насыщающей среде при температуре цинкования 700°C в этом случае исключалось. Полученные результаты (табл. 2) свидетельствуют о том, что диффузионный механизм формирования слоя превалирует. Интересно отметить, что при температурах

Таблица 2. Сравнительные результаты цинкования из порошковой смеси и Γ -фазы

Режим насыщения		Насыщение из смеси 98%(20%Zn + 80% Al_2O_3)+ +2% NH_4Cl			Насыщение из Γ -фазы 98%(80% Γ фазы + 20% Al_2O_3) + +2% NH_4Cl				
$t, ^{\circ}\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	Толщина слоя, мкм	Фазовый состав		Изменение размера, мкм ***	Толщина слоя, мкм	Фазовый состав		Изменение размера, мкм ***
			Γ	δ			Γ	δ	
500	2	34	2	32	30	30	2	28	20
600	2	100	8	92	90	60	5	55	35
700	2	95	16	79	90	80	10*	70	45

Примечание.* — смесь Γ + α -фаз; ** — смесь Γ + δ -фаз; *** — изменение на сторону.

цинкования 500 и 600°C в слое образуются более высокоцинкидные фазы, чем Γ -фаза. Последнее также возможно лишь при чисто диффузионном механизме роста.

Представляют интерес данные по высокотемпературному цинкованию. Характер строения диффузионных слоев в корне изменяется при температурах насыщения 700°C и выше (рис. 2). Диффузионный слой при цинковании в богатых цинком смесях имеет в этом случае явно выраженное гетерофазное строение [4]. При цинковании в бедных цинком (5--10%) насыщающих средах диффузионный слой состоит из зон Γ и α -фаз. Это позволяет утверждать, что гетерофазное строение диффузионного слоя, а часто отсутствие в нем высокоцинкидных фаз, обусловлено последовательно протекающими (в соответствии с диаграммой состояния) перитектическими превращениями в сформировавшемся в процессе нагрева поверхностном слое, заканчивающимися образованием смеси фаз $\Gamma + L$. Образование локальных участков жидкой фазы в поверхностном слое приводит к интенсификации двух процессов: к резкому повышению скорости испарения цинка и обогащению жидкой фазы железом за счет диффузионного перераспределения его между жидкой и твердой фазами. Оба указанных процесса приводят к уменьшению концентрации цинка в поверхностном слое и исчезновению высокоцинкидных фаз (η , ξ и δ), образовавшихся в процессе нагрева и нестабильных при температуре процесса. В зависимости от активности насыщающей среды (поверхностной концентрации цинка к моменту завершения нагрева) и полноты протекания процессов растворения железа в жидкометаллической фазе и испарения цинка структура диффузионного слоя может представлять смесь двух фаз $\Gamma + \alpha$ (когда жидкая фаза при температуре цинкования полностью исчезает) или смеси $\Gamma + \alpha$ и $\delta + \Gamma$ -фаз (когда жидкая фаза к моменту завершения выдержки сохраняется). Образование δ -фазы в последнем случае обусловлено протеканием при температурах ниже 672°C по реакции $L + \Gamma \rightarrow \delta$. Не исключено, что при охлаждении могут образовываться и небольшие количества ξ -фазы по реакции $L + \delta \rightarrow \xi$. Локальное распределение жидкой фазы в слое является причиной гетерофазного строения диффузионного слоя при комнатной температуре.

Влияние углерода исследовали на техническом железе, сталях 45, У8 и У12. Диффузионное цинкование проводили в смеси состава 98% (20%Zn + 80% Al₂O₃) + 2% NH₄Cl при 700°C в

течение одного часа. Заметное уменьшение толщины слоя наблюдается при повышении содержания углерода до 0,45%, что согласуется с данными [5]. Дальнейшее повышение содержания углерода почти не влияет на толщину цинкового слоя. Увеличение содержания углерода от 0 до 1,2% не меняет фазового состава диффузионных цинковых покрытий.

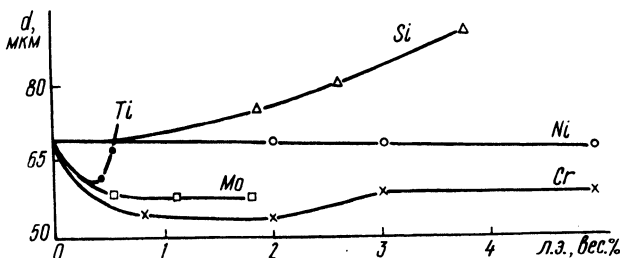


Рис. 4. Влияние химсостава стали на толщину цинкового слоя (в стали 0,4%С, $t^{\circ} = 700^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч, 20% Zn).

Влияние легирующих элементов исследовали на специально выплавленных среднеуглеродистых сталях, содержащих 0,4% С и от 0 до 5% легирующего элемента (рис. 4). Никель практически не влияет на толщину цинкового слоя, молибден и хром несколько снижают ее. Титан при содержании его в стали от 0 до 0,4% снижает толщину слоя, а с увеличением содержания титана до 0,6% толщина слоя растет. При увеличении в стали содержания кремния от 0 до 3,8% толщина слоя значительно возрастает. Такое влияние кремния связано, по-видимому, со значительным увеличением диффузионной подвижности атомов цинка и железа. Из всех легирующих элементов лишь титан увеличивает толщину зоны $\Gamma + \alpha$, остальные элементы практически не влияют на нее, изменяя лишь толщину зоны $\delta + \Gamma$ фаз.

Резюме. Проведенные исследования показали, что при формировании цинковых покрытий в порошковых смесях на сталях при высоких температурах (свыше 600°C) протекают процессы, отличные от протекающих при более низких температурах.

Л и т е р а т у р а

1. Зильберфарб М.И., Приходько Л.Н. Диффузионное цинкование. -- В сб.: Металлические покрытия в химическом машиностроении (НИИХИММАШ), вып. 28. М., 1959.
2. Буздаков А.П. О механизме термодиффузионного цинкования железа. -- "Труды АзНИИ ДН", вып. УІ. Баку, 1957.
3. Гакман

Э.Л. Диффузионное цинкование деталей машин. -- "Технология транспортного машиностроения", 1956, №6. 4. Гончаревский М.С. и др. Влияние технологии оцинкования на структуру и прочность термодиффузионных железозинковых покрытий. -- В сб.: Производство труб, вып. 9. М., 1963. 5. Проскуркин Е.В., Горбунов Н.С. Диффузионные цинковые покрытия. М., 1972.

УДК 621.793.6

Л.С. Ляхович, докт. техн. наук,
Г.М. Левченко, канд. техн.
наук, М.М. Ильюкевич

ДИФфуЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ МЕДИ

В последние годы возрос интерес к химико-термической обработке меди. В печати появились работы по созданию диффузионных покрытий на меди и ее сплавах с целью повышения окалиностойкости, износостойкости и коррозионной стойкости в ряде агрессивных сред (фурмы доменных печей, кристаллизаторы УНРС, жала паяльников, детали криогенных систем, работающие в атмосфере аммиака и в парах нашатырного спирта, и т.д.). Появились первые рекомендации по использованию химико-термической обработки меди и медных сплавов в промышленности; различные методы обработки опробованы на конкретных деталях.

В настоящей работе проводились: разработка новых методов получения диффузионных покрытий на меди с применением традиционного способа и металлотермического, изучение структуры, фазового состава и свойств покрытий при насыщении из шихт оптимального состава, разработка практических рекомендаций по их применению.

Влияние состава и условий насыщения на формирование комплексных покрытий исследовалось на меди марки М1.

При разработке составов для комплексного насыщения использовали порошки Al, Ni, Fe, C, Cu, Al_2O_3 , TiO_2 , NiO, Cr и активаторы NH_4Cl , AlF_3 .

Результаты исследования структуры и фазового состава приведены в табл. 1.

Жаростойкость Fe + Al и Ni + Al покрытий при $950^\circ C$ за 25 ч испытания увеличилась в 4--5 раз. Для повышения

Таблица 1.

Тип покрытия	Состав насыщающих смесей, вес. %	Фазовый состав
Fe+Al	100%/40%Al ₂ O ₃ +60%(70%Fe+30%Al)/+ 5%AlF ₃	(CuFe) ₃ Al, тв.р-р Al и Fe в Cu с включением (CuF) ₃ Al
Ni+Al	100%/40%Al ₂ O ₃ +60%(60%Ni+40%Al)/+ +5%AlF ₃	(NiCu)Al, тв.р-р Ni и Al в Cu с включением (CuNi) ₃ Al
Ni+Si	100%/50%Al ₂ O ₃ +50%(80%NiO+20%K ₂ CO ₃)/+ +3%AlF ₃	тв.р-р Ni и Si в Cu с включен. Ni ₂ Si/(NiCu) ₂ Si/
Ni+C	100%/50%Al ₂ O ₃ +50%(85%NiO+15%C)/+ +6% NH ₄ Cl	тв.р-р Ni в Cu с включением графита: 0,7-0,85%C

стойкости в концентрированном растворе NH₄OH можно рекомендовать (по степени убывания стойкости) следующие покрытия: Ni + Al, Ni + Si и Ni + C; в соляной кислоте Ni + Si -покрытие.

Резюме. Проведенные исследования показали возможность диффузионного насыщения меди (как из чистых порошков металлов, так и из окислов) и повышения жаростойкости и кислотостойкости диффузионно-насыщенной меди.

УДК 621.7.044.2

В.И. Беляев, докт.техн.наук,
Д.Г. Девойно,
В.Б. Касперович, канд.техн.наук

О ВЛИЯНИИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

В настоящее время сварка взрывом все шире используется в различных областях техники. При определении наиболее существенных условий сварки во мнениях исследователей наблюдается определенное расхождение. В работе [1] показано, что давление соударения должно быть больше некоторого критического. И.Д. Захарченко [2] для многих металлов экспериментально получены зависимость угла соударения (γ) и скорости точки контакта (V_k), которая определяет нижнюю границу процесса схватывания

$$\gamma \geq 1,14 \sqrt{\frac{H_v}{\rho V_k^2}}, \quad (1)$$

где H_{2y} -- поверхностная твердость материала по Виккерсу, кг/мм²; ρ -- плотность материала, г/см³.

В опубликованных работах рассматриваются параметры сварки взрывом, косвенным образом влияющие на температуру в зоне шва и приводятся области режимов соударения, обеспечивающие соединение, т.е. находятся границы свариваемости, а режимы, определяющие наивысшую прочность соединения, обычно не приводятся. Характеристики материалов считаются неизменными. Достижение требуемой температуры в зоне соединения, которая является ответственной за качество получаемых композиций, осуществлялось изменением параметров соударения (высоты заряда ВВ, состава ВВ, зазора между пластинами). Получить оптимальную температуру в зоне шва таким способом можно для ограниченного числа материалов.

Анализ литературных данных и экспериментальные исследования авторов показывают, что расчет параметров сварки взрывом следует начинать с определения оптимальных предварительных технологических температур заготовок.

Нагрев и охлаждение свариваемых материалов позволяют регулировать теплопередачу за счет быстрого отвода тепла в более холодный материал или материал с большим коэффициентом теплопроводности, который также меняется с изменением температуры; дают возможность сваривать хрупкие металлы путем повышения их пластичности ($W \rightarrow W$), а также легковоспламеняемые материалы (магниевые сплавы с добавками лития) при помощи снижения температуры в зоне соединения. При сварке контрастных по механическим свойствам металлов за счет изменения технологических температур можно довести до оптимального соотношения механические характеристики заготовок и получить максимальную прочность соединения.

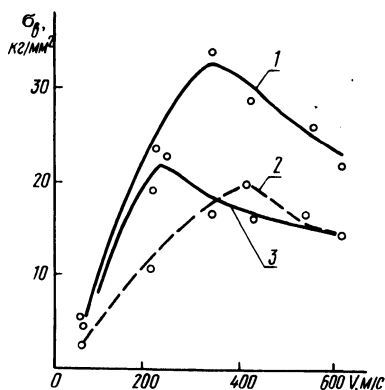
В качестве примера приведем результаты экспериментов по сварке композиции медь (МЗ) -- нержавеющая сталь (X18Н10Т) (рис. 1).

Варьирование технологических температур достигалось охлаждением свариваемых материалов, так как при проведении взрывных работ это наиболее безопасно и экономично.

Экспериментальная зависимость прочности связи и скорости соударения показывает, что предварительное охлаждение медной составляющей композиции до температуры 90°К во всем исследованном диапазоне скоростей соударения обеспечивает повышение прочности биметалла. Этот эффект достигается, по видимому, за счет увеличения степени пластической деформации

более твердого материала — стали, что приводит к возрастанию числа активных центров схватывания [4]. По аналогии с работой В.С. Седых [3] степень пластической деформации мы оценивали по величине относительного упрочнения. Замеры микротвердости по толщине сварных соединений подтвердили наше предположение. При $V = 330$ м/с, когда была достигнута максимальная прочность соединения, равная 32 кг/мм², свариваемые материалы получили максимальное упрочнение. Дальнейшее увеличение скорости соударения ведет к увеличению тепловыделения, появлению оплавленных участков, имеющих дефекты кристаллизационного характера и снижающих прочность соединения.

Рис. 1. Прочность связи композиции МЗ=Х18Н10Т в зависимости от скорости соударения при различных технологических температурах: 1 — $T_{\text{МЗ}} = 90^\circ\text{К}$; $T_{\text{ст}} = 290^\circ\text{К}$; 2 — $T_{\text{общ}} = 90^\circ\text{К}$; 3 — $T_{\text{общ}} = 290^\circ\text{К}$.



Снижение технологической температуры обеих составляющих позволяет только сместить экстремум прочностной зависимости в сторону больших значений.

Резюме. При выборе режимов сварки необходимо вводить параметр — предварительную технологическую температуру, непосредственно влияющую на температуру в зоне соединения.

Л и т е р а т у р а

1. Дерибас А.А. и др. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск, 1972. 2. Дерибас А.А., Захаренко И.Д. О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин. — ФГВ, 1974, т.10, №3. 3. Седых В.С. Сварка взрывом как разновидность процесса соединения материалов в твердой фазе. — В сб.: Сварка взрывом и свойства сварных соединений, вып. 1, Труды ВПИ, Волгоград, 1974. 4. Седых В.С. Особенности микронеоднородности сваренных взрывом соединений. — В сб.: Сварка взрывом и свойства сварных соединений, вып. 2, Труды ВПИ, Волгоград, 1975.

РАЗДЕЛ III. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.762.04:669.017

М.А. Баек, канд.техн.наук,
Е.Б. Ложечников, канд.
техн.наук

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕКОТОРЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОКАТАННЫХ ИЗ ПОРОШКОВ ЛЕНТ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ НИКЕЛЯ И МЕДИ

В работе изучали зависимость предела прочности, относительного удлинения и микротвердости лент, прокатанных из смесей порошков никеля марки ПНК-1 и меди марки ПМ-2 с окислами кремния, алюминия (α -фаза), циркония и гафния, от температуры нагрева [1]. При 3%-ном содержании окислов по массе их объемное содержание в исследуемых сплавах составляло: SiO_2 -- 11,4%, $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$ -- 6,7%, ZrO_2 -- 4,8% и HfO_2 -- 2,8%. Испытаниям подвергали также образцы, вырезанные из лент, прокатанных из порошков никеля и меди.

Ленты, прокатанные из порошков в гладких валках диаметром 160 мм, имели толщину 0,5--1 мм, относительную плотность 0,48--0,86. Ленты спекали в электровакуумной печи при остаточном давлении 10^{-3} мм.рт.ст. с двухчасовой выдержкой при температуре 1050°C (никелевые и на основе никеля) и 950°C (медные и на основе меди). Спеченные ленты подвергали холодной прокатке (суммарное обжатие 45--60%) с промежуточным и окончательным отжигами в вакууме. В результате относительная плотность материала увеличивалась до 0,987 -- 1. Размер частиц окислов в сплавах после их уплотняющих обжатий составил 0,1--0,3 мкм.

Предел прочности и относительное удлинение определяли растяжением образцов на испытательной машине "Шопер-2500". Нагрев образцов производили непосредственно в зажимах в установленной на машине печи с нихромовым нагревателем.

На рис.1 показана зависимость предела прочности прокатанных лент от температуры испытания. Для исследуемых материалов характерно плавное уменьшение предела прочности с повыше-

нием температуры. В большей степени разупрочняются медь и никель, в меньшей — дисперсно-упрочненные сплавы на их основе.

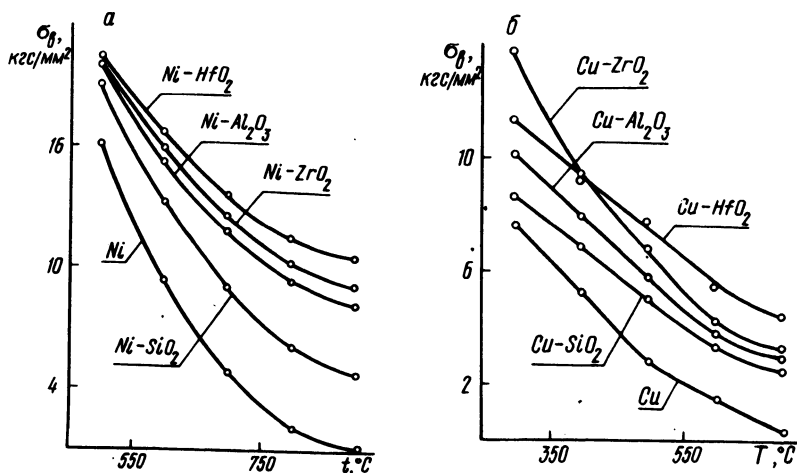


Рис. 1. Зависимость предела прочности ($\sigma_{в}$, кгс/мм²) от температуры испытания (t , °C): а, б — дисперсно-упрочненный никель и медь соответственно.

Дисперсные частицы в кристаллах и на их границах обуславливают возникновение напряжений в кристаллах и являются барьерами на пути дислокаций, препятствующими их движению и сдерживающими пластическую деформацию. Чем выше дисперсность и термодинамическая устойчивость окислов по отношению к металлической матрице, тем в большей степени они замедляют процессы разупрочнения и деформации.

Согласно проведенным опытам дисперсные окислы по степени упрочнения никеля и меди можно расположить в следующем ряду: $\text{HfO}_2 > \text{ZrO}_2 > \text{Al}_2\text{O}_3 > \text{SiO}_2$, что соответствует данным для прессованных сплавов [2].

Эффективность упрочнения окислами возрастает по мере повышения температуры испытания. Так, если при 500°C предел прочности Ni, Ni--SiO₂, Ni--Al₂O₃, Ni--ZrO₂ и Ni - HfO₂ составлял соответственно 16, 19, 20, 20 и 20,5 кгс/мм², то при 900°C -- 1,1; 4,8; 8,0; 9,0 и 10,5 кгс/мм².

Если при 500°C величина предела прочности исследуемых дисперсно-упрочненных сплавов отличалась незначительно и в среднем превышала предел прочности никеля на 25%, то при 900°C она в 4,5--10 раз была выше, чем у никеля.

Изменение предела прочности лент меди и сплавов на его основе при повышении температуры имеет аналогичный харак-

тер. При 300°C предел прочности Cu , Cu-SiO_2 , $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$, Cu-ZrO_2 и Cu-HfO_2 равен 7,5; 8,7; 10,1; 13,6 и 11,5 кгс/мм², а при 700°C — 0,3; 2,3; 2,7; 3,2 и 4,2 кгс/мм² соответственно. Предел прочности дисперсно-упрочненной меди при 700°C в 8–14 раз выше, чем у меди.

Характер изменения относительного удлинения никеля и меди и сплавов на их основе с повышением температуры, как видно из рис. 2, различен. С повышением температуры относительное удлинение никеля и меди увеличивается, а дисперсно-упрочненных сплавов уменьшается, что является проявлением стабилизирующего действия дисперсных окислов на разупрочняющие процессы. В работе [3] наблюдалось такое явление при исследовании ТД-никеля (никеля, упрочненного двуокисью тория).

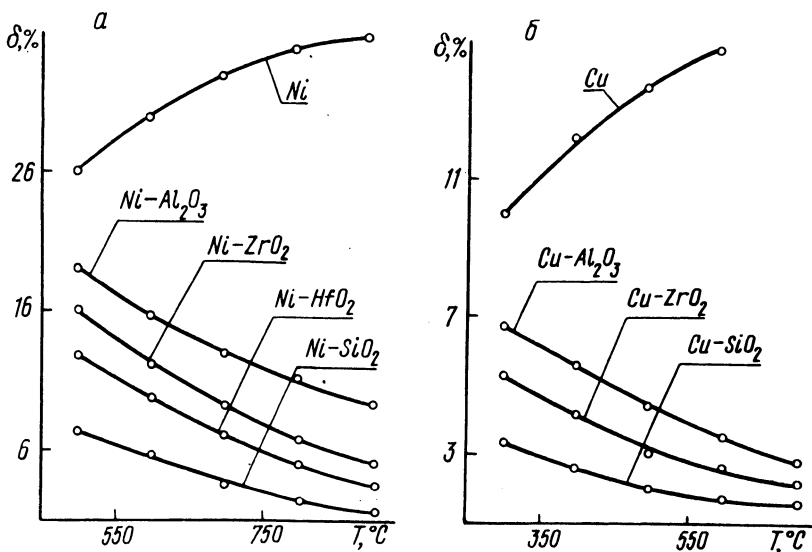


Рис. 2. Зависимость относительного удлинения (δ , %) от температуры испытания (t , $^{\circ}\text{C}$): а, б — дисперсно-упрочненный никель и медь соответственно.

Из рис. 2 видно, что с увеличением термодинамической устойчивости упрочняющих окислов относительное удлинение сплавов уменьшается. Исключение составляет SiO_2 , что может быть объяснено его большей, чем других окислов, объемной концентрацией в сплаве.

Для сравнения длительной прочности определяли время до разрушения образцов при напряжении 3 кгс/мм² и температуре 800°C для сплавов на основе никеля и при температуре 450°C для сплавов на основе меди.

Испытания проводили на установке (рис. 3), состоящей из захватов 1 (из стали ЭИ 893), в которых закрепляется образец 2, нагревательного устройства 3, станины 8 с рычагом 5, к которому, с одной стороны, крепится захват, а с другой — тяга 6 с грузом 7. При достижении в печи необходимой температуры равновесие рычага регулируется перемещением гайки 4, а затем устанавливается груз.

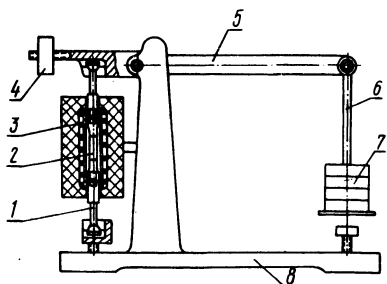


Рис. 3. Схема установки для испытания на длительную прочность.

Из приведенных в табл. 1 данных видно, что наиболее высокие показатели длительной прочности (время до разрушения образца) имеет никель, упрочненный окислами гафния и алюминия, и медь, упрочненная окислами гафния и кремния. Сравнительно низкая прочность сплава никеля с двуокисью кремния объясняется его коагуляцией, большой скоростью диффузии, растворением в никеле при 800°C [2].

О-теплостойкости полученных прокаткой порошков материалов судили по их микротвердости, измеренной в интервале температур от 20 до $900\text{--}1100^{\circ}\text{C}$. Измерение производили на установке ИМАШ-9. Предварительно шлифованные и полированные

Таблица 1. Результаты испытания на длительную прочность материалов, прокатанных из порошков

Материал	Время до разрушения образца, ч	Относительное удлинение, %
Ni	16,5	3,7
Ni - SiO ₂	82	3,7
Ni - ZrO ₂	119	4,3
Ni - α - Al ₂ O ₃	388	4,0
Ni - HfO ₂	472	2,0
Cu	2	5
Cu - ZrO ₂	53	4
Cu - α - Al ₂ O ₃	109	3,7
Cu - SiO ₂	156	3
Cu - HfO ₂	182	1,7

ные образцы нагревали при остаточном давлении 10^{-4} мм.рт.ст. пропуская через них электрического тока. В поверхность нагретого образца вдавливали (50 гс) индентор с алмазным наконечником (четырёхгранная пирамида с углом 136° между противоположными гранями). Диагонали отпечатков измеряли с помощью прибора ПМТ-3 [4].

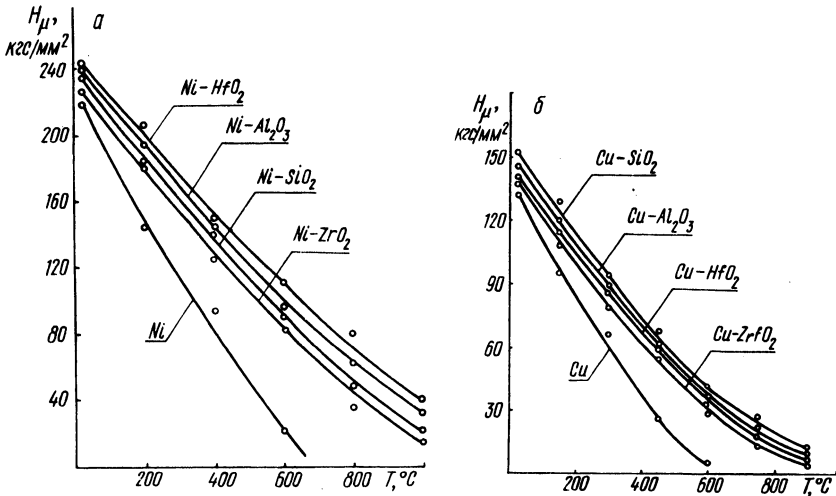


Рис. 4. Зависимость микротвердости (H_μ , кгс/мм²) от температуры испытания (t , °C): а, б — дисперсно-упрочненный никель и медь соответственно.

Из приведенных на рис. 4 данных видно, что при комнатной температуре микротвердость всех исследуемых материалов, в том числе никеля и меди, различается незначительно. С увеличением же температуры нагрева микротвердость дисперсно-упрочненных сплавов снижается менее интенсивно, чем никеля и меди.

Резюме. Показана возможность получения лент дисперсно-упрочненных материалов с присущими им механическими свойствами при высоких температурах методом непосредственной прокатки порошков.

В интервале температур $500\text{--}900^\circ\text{C}$ в сплавах на основе никеля и $300\text{--}700^\circ\text{C}$ в сплавах на основе меди наибольшую степень упрочнения дает двуокись гафния, однако окислы алюминия (α -фаза) и кремния также оказывают достаточно большое упрочняющее влияние.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Ложечников Е.Б., Баек М.А. Получение и исследование порошков дисперсно-упрочненных ком-

позиций на основе никеля и меди. -- "Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук", 1970, № 2. 2. Сергеев В.М., Березуцкий В.В. Влияние природы окислов на скорость роста дисперсных частиц в никеле. -- "Порошковая металлургия", 1967, № 8. 3. Wolf S.M. Properties and applications of dispersion-strengthened metals. -- "Journal of Metals", vol. 19, 1967, N 6. 4. Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов и полупроводников. М., 1969.

УДК 621.98.048

В.П. Северденко, акад. АН БССР,
проф., В.С. Пашенко, канд. техн.
наук, В.И. Василевич, канд. техн.
наук

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ МАТРИЦЫ НА ПРОЦЕСС ВЫТЯЖКИ НА 2-ОМ ПЕРЕХОДЕ С РАДИАЛЬНЫМИ УЛЬТРАЗВУКОВЫМИ КОЛЕБАНИЯМИ

Для определения влияния угла конусности матрицы φ на эффективность применения при вытяжке радиальных ультразвуковых колебаний изготовлены матрицы с диаметром отверстия 23 мм и с углами конусности 45° , 30° и 12° . Для сравнения проводили эксперименты по вытяжке стаканов в обычных условиях и с ультразвуковыми колебаниями. Заготовками служили стаканы из стали 08КП диаметром 30 мм, полученные вытяжкой из листа толщиной 1,0 мм с коэффициентом вытяжки 0,518. При вытяжке с ультразвуком амплитуда колебаний в момент максимального усилия равнялась 0,007 мм. Результаты экспериментов приведены в табл. 1.

Как видно из табл. 1, при вытяжке в матрице с $\varphi = 45^\circ$ с радиальными ультразвуковыми колебаниями происходит снижение усилия вытяжки на 28,8%. При вытяжке в матрице с $\varphi = 30^\circ$ наблюдается снижение усилия вытяжки на 26% и при этом у 60% получаемых стаканов обрывается дно. При вытяжке

Таблица 1. Влияние угла конусности матрицы на усилие вытяжки с радиальными ультразвуковыми колебаниями стали 08КП на 2-ом переходе

φ , град	Усиление вытяжки без УЗК, кгс	Усиление вытяжки с УЗК, кгс	Снижение усилия вытяжки, %	Количество обрывов стаканов, %
45	2210	1570	28,8	-
30	2160	1600	26,0	60
12	2120	-	-	100

в матрице с $\varphi = 12^\circ$ с применением ультразвуковых колебаний получить годные стаканы не удалось из-за обрыва дна.

Для объяснения полученных результатов рассмотрим рис. 1 а, б. При вытяжке в матрице с углом конусности 45° усилие на пуансоне растет по мере протягивания новых участков заготовки, причем оно достигает своего максимального значения

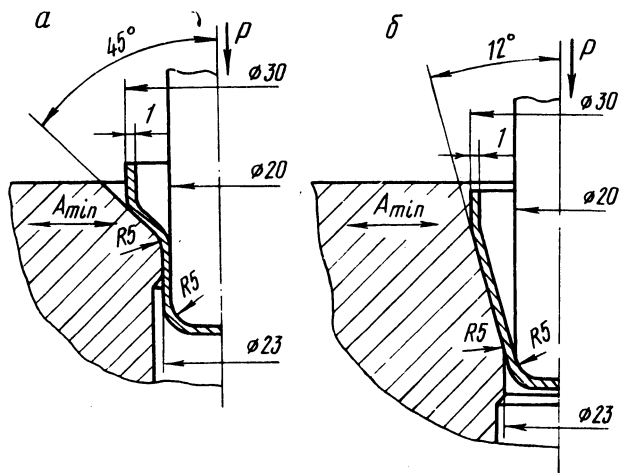


Рис. 1. Вытяжка с радиальными ультразвуковыми колебаниями:
а - $\varphi = 45^\circ$ б - $\varphi = 12^\circ$.

в самом конце процесса. Такой рост усилия на пуансоне в процессе вытяжки обусловлен наклепом металла заготовки на I переходе вытяжки и неравномерностью толщины стенок по образующей цилиндрической заготовки [1]. При возбуждении в матрице радиальных ультразвуковых колебаний в начале процесса вытяжки разрушения заготовки не наблюдается из-за незначительного усилия на пуансоне. Когда же усилие на пуансоне достигает максимального значения, "опасное" сечение стакана смещается на некоторое расстояние относительно зоны деформации, и количество проникающей сюда ультразвуковой энергии слишком мало для разупрочнения металла. Вследствие этого при вытяжке в матрице с $\varphi = 45^\circ$ применение ультразвука позволяет значительно снизить усилие деформирования.

В случае, когда вытяжка производится в матрице с углом конусности 12° , максимальное усилие на пуансоне наблюдается в момент, когда "опасное" сечение стакана находится в зоне пояaska матрицы. В результате этого при вытяжке с ультразвуком наблюдается значительное разупрочнение металла "опасного" сечения стакана, что способствует обрыву дна,

При вытяжке с ультразвуком в матрице с углом конусности 30° , видимо, также происходит значительное разупрочнение металла заготовки в "опасном" сечении, что снижает эффективность наложения ультразвуковых колебаний на процесс вытяжки.

Резюме. На основании приведенных результатов можно утверждать, что оптимальным углом конусности матрицы в случае вытяжки с радиальными ультразвуковыми колебаниями является 45° .

Л и т е р а т у р а

1. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. М., 1971.

УДК 621.774.372

В.П. Северденко, акад.АН БССР, проф.,
А.В. Степаненко, докт.техн.наук, Хан
Дык Ким, канд. техн. наук,
В.С. Запорожченко

ВОЛОЧЕНИЕ ТРУБ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ПРОДОЛЬНЫМИ УЛЬТРАЗВУКОВЫМИ КОЛЕБАНИЯМИ ВОЛОКИ

При волочении с ультразвуком труб диаметром более 20 мм возникает ряд трудностей: во-первых, демпфирование ультразвуковых колебаний под действием значительных нагрузок, имеющих место при волочении труб большого диаметра, во-вторых, невозможность установки волок увеличенных размеров в волновод малого поперечного сечения.

Для волочения труб большого диаметра был создан массивный составной волновод с преобразованием радиальных ультразвуковых колебаний в продольные. Возбуждение радиальных колебаний диска волновода производили тремя магнитострикционными преобразователями ПМС 15А-18, что позволило вводить в очаг деформации большее количество ультразвуковой энергии. Из-за значительной толщины диска радиальные колебания по закону Пуассона сопровождалась продольными смещениями, которые распространялись по стержневой части волновода. Крепление волновода осуществляли с помощью фланца,

расположенного в узле продольных колебаний стержневой части, а в пучности колебаний была запрессована волока из твердого сплава ВК8.

Волочение труб из стали 10 с ϕ 30x1,5 мм на ϕ 28 x 1,5 производили на цепном волочильном стане. Усилие волочения фиксировали с помощью месдозы сжатия через тензометрический усилитель ТА-5 на ленте быстродействующего самопишущего прибора Н320-3, амплитуду ультразвуковых колебаний -- виброметром УВВ-2 м через усилитель Ф115 на ленте самописца Н 341.

Результаты экспериментальных исследований приведены в табл. 1, 2. Из данных табл. 1 следует, что при постоянной скорости волочения V_B , равной 0,08 м/с, увеличение интенсивности продольных ультразвуковых колебаний волоки приводит к повышению эффективности использования ультразвука $\eta =$

$$= \frac{P_B - P_Y}{P_0} \cdot 100\%, \text{ где } P_B \text{ и } P_Y \text{ -- соответственно усилие}$$

волочения без и с ультразвуком, и уменьшению коэффициента падения амплитуды колебаний при волочении $k = \frac{A_0 - A_B}{A_0} \cdot 100\%$,

где A_0 и A_B -- амплитуда продольных колебаний волоки соответственно в свободном состоянии и при волочении. В случае неизменной амплитуды колебаний волоки в ненагруженном

Таблица 1. Влияние интенсивности продольных ультразвуковых колебаний на усилие безоправочного волочения труб и падение амплитуды колебаний в процессе волочения

Напряжение анода $U_{ан}$, кв	A_0 , мкм	A_B , мкм	k , %	P_B , кг	P_Y , кг	η , %
6,0	5,8	2,3	60,5		720	13,2
6,5	7,0	3,3	52,8		680	18,1
7,0	8,1	4,5	44,4	830	645	22,3
7,5	9,0	5,7	36,7		615	26,0
8,0	10,0	7,4	26,0		580	30,1
8,5	10,5	8,4	20,0		565	31,9

Таблица 2. Зависимость эффективности действия ультразвука и коэффициента падения амплитуды колебаний от скорости волочения

V_B , м/с	P_B , кг	P_Y , кг	η , %	A_0 , мкм	A_B , мкм	k , %
0,08		580	30,1		7,4	26,0
0,16	830	670	19,3	10,0	6,9	31,0
0,27		730	12,0		4,6	54,0

состоянии, равной 10 мкм (табл. 2), возрастание скорости волочения уменьшает степень снижения усилия деформации под действием ультразвука и повышает коэффициент падения амплитуды в процессе волочения.

Резюме. Сравнение характера изменения эффективности использования ультразвуковой энергии и амплитуды колебаний волокна показывает, что основной причиной снижения эффективности действия ультразвука при уменьшении его интенсивности или увеличении скорости волочения является демпфирование (затухание) ультразвуковых колебаний в процессе волочения.

УДК 621.774.372

А.В. Степаненко, докт.техн.наук,
Хан Дык Ким, канд.техн.наук,
В.С. Запорожченко

ПРИМЕНЕНИЕ РАДИАЛЬНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ПРИ БЕЗОПРАВОЧНОМ ВОЛОЧЕНИИ СТАЛЬНЫХ ТРУБ

Процесс волочения с радиальными ультразвуковыми колебаниями волокна освещен лишь в нескольких статьях советских и зарубежных авторов. Первые исследования по волочению медной проволоки через волоку с радиальной вибрацией были проведены Робинсоном в 1967 г. [1]. Эксперименты показали снижение усилия волочения на 3—4%, что можно объяснить низкой эффективностью крепления волокна к преобразователю. Результаты экспериментов по безоправочному волочению труб из меди МЗ ϕ 10 x 1,0 мм и латуни Л62ТМ ϕ 10x1,5 мм с радиальными ультразвуковыми колебаниями волокна приведены в [2]. Показано, что в зависимости от скорости волочения и степени деформации эффект от воздействия ультразвука изменяется от 13% до 52%. В [3] указано, что при волочении труб из стали с 0,2%С по маршруту ϕ 9,5 x 0,9 \rightarrow ϕ 7,5 x 0,75 мм на плавающей оправке усилие волочения под действием радиальных колебаний волокна снижалось до 18%. Энергия ультразвуковых колебаний подводилась к дисковому концентратору от 30 магнитострикционных никелевых преобразователей частотой 13 кГц. Недостатками данной ультразвуковой системы являются сложность, большие размеры и значительный шум при работе, так как ее частота находится в звуковой области. Другая эксперименталь-

ная установка для создания радиальных колебаний в волоке [4] состояла из 4 магнитострикционных преобразователей общей мощностью 2,5 кВт, воздействующих на кольцо шарикоподшипника, являющегося волокодержателем. При волочении труб из латуни со степенью деформации до 50% усилие деформации снижалось до 43% по сравнению с обычным волочением.

Из обзора работ [1...4] видно, что эксперименты были проведены при волочении проволоки и труб небольшого размера из меди, латуни и углеродистой ст. 20. Исследовался процесс волочения с радиальными ультразвуковыми колебаниями волоки труб из углеродистых сталей 10, 30 и нержавеющей ст. X18H9T с размера $\phi 25 \times 1,5$ мм на размер $\phi 21 \times 1,5$ мм. Волочение осуществляли через волоку 1, запрессованную в центре диска составного волновода 3 (рис. 1). Возбуждение волновода производили тремя магнитострикционными преобразователями 4 типа ПМС15А-18, подключенными к ультразвуковому генератору УЗГ-10У. Радиальные колебания диска (эпюра радиальных смещений 2) в силу его значительной толщины по закону Пуассона сопровождалась колебаниями в продольном направлении, которые распространялись по стержневой части волновода (эпюра продольных смещений 5).

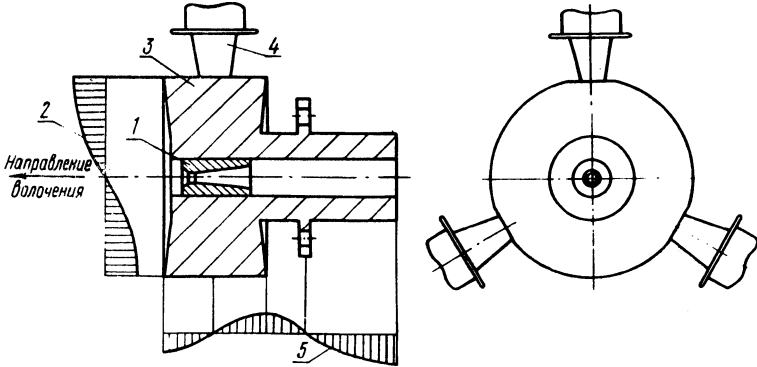


Рис. 1. Схема устройства для волочения с радиальными колебаниями волоки.

Усилие волочения фиксировали с помощью мессдозы сжатия и тензометрической аппаратуры, амплитуду радиальных колебаний — виброметром УВВ-2м через фотокомпенсационный усилитель Ф115 на ленте самописца Н341.

Результаты экспериментов по изучению влияния угла конусности волоки на снижение усилия волочения труб из ст. 10, прутков из ст. 3, дюралюминия Д1Т и меди М3 под действием

Таблица 1. Влияние угла конусности волокна, совершающей радиальные ультразвуковые колебания, на эффективность действия ультразвука

Вид заготовки, материал, переход, мм	Эффективность действия ультразвука $\eta_{эф}$ при полуугле конусности волокна			
	2°	4°	6°	8°
Труба, ст. 10, $\phi 25 \times 1,5 \rightarrow \phi 21 \times 1,5$	24,3%	20,0%	14,4%	6,8%
Пруток, ст. 3, $\phi 22,5 \rightarrow \phi 21,0$	20,1%	16,5%	11,1%	4,9%
Пруток, Д1Т, $\phi 21,3 \rightarrow \phi 21,0$	31,6%	42,7%	23,1%	11,4%
Пруток, медь МЗ, $\phi 22,0 \rightarrow \phi 21,0$	32,2%	44,3%	25,8%	12,0%

радиальных ультразвуковых колебаний приведены в табл. 1. Из табл. 1 следует, что наибольшее снижение тяговой силы происходит в случае, когда половина угла конусности волокна равна или несколько меньше угла трения для данной пары металлов: сталь по стали $\varphi_{тр} = 3^{\circ} 26'$, медь, дюралюминий по стали $\varphi_{тр} = 4^{\circ} 34'$ [5]. При полуугле конусности, намного меньшем угла трения, очаг деформации значительно удлиняется, возрастают потери на трение, и эффективность действия ультразвука падает.

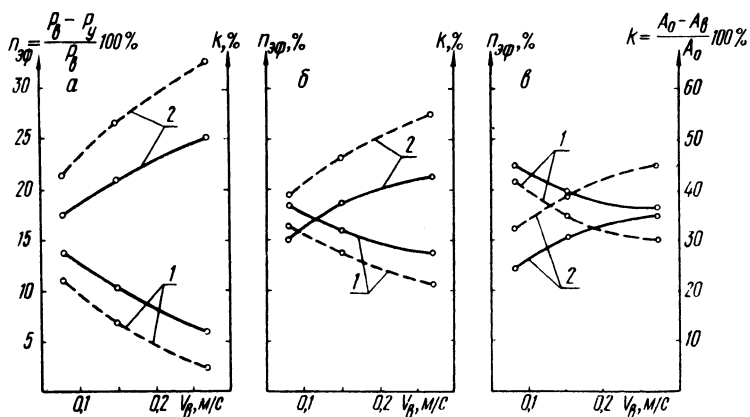


Рис. 2. Зависимость эффективности действия ультразвука (1) и коэффициента падения амплитуды в процессе волочения k (2) от скорости волочения при амплитуде радиальных ультразвуковых колебаний волокна в свободном состоянии 1,5(а); 2,4(б); 3,0 мкм(в): сплошная линия - ст. 30; штриховая - ст. X18N9T.

Исследование зависимости уменьшения усилия деформации под действием радиальных ультразвуковых колебаний и коэффициента падения амплитуды смещений от скорости протягивания

при различной интенсивности ультразвука (зависящей при неизменной частоте от амплитуды колебаний) производили при волочении труб из сталей 30 и X18H9T через волоку с половиной угла конусности, равной 2° . Из графиков (рис. 2) видно, что увеличение скорости волочения и уменьшение интенсивности радиальных ультразвуковых колебаний снижает эффективность применения ультразвука и повышает коэффициент падения амплитуды смещений в процессе волочения. Наложение радиальных ультразвуковых колебаний на инструмент при волочении более прочных труб из нержавеющей ст. X18H9T менее эффективно, чем при волочении труб из углеродистой ст. 30.

Резюме. Данные экспериментов свидетельствуют, что снижение усилия волочения стальных труб под действием радиальных ультразвуковых колебаний не превышает 25% из-за значительного демпфирования колебаний в процессе волочения. Демпфирование радиальных колебаний волоки, очевидно, объясняется увеличением сопротивления металла пластической деформации, особенно в районе входа трубы в волоку, где вследствие подпирания входящей части трубы при колебательном уменьшении диаметра волоки создается напряженное состояние всестороннего сжатия. Для ликвидации этого нежелательного явления следует прилагать к заднему концу трубы пульсирующее противонапряжение или предусматривать на рабочей поверхности волоки карманы для вытекания избытка металла.

Л и т е р а т у р а

1. Sansome D.H., Winsper C.E. Drawing Wire with Oscillatory Energy Applied. - "Wire Industry", 1968, 35, № 419.
2. Винерский С.Н. Волочение труб с радиальными колебаниями инструмента. -- В сб.: *Металлургия*, вып. 5. Минск, 1974.
3. Dawson G.R. Ultrasonic radial die oscillation in floating-plug tube drawing. - "Ultrasonics Int. 1975. Conf. Proc., London". Guildford. 1975.
4. Young M.J.R. Radiale Schwingungen verbessern den Wirkungsgrad beim Rohrgleitziehen. -- "Industrie - Anzeiger", 1976, 98, N2.
5. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М., 1971.

ВЫТЯЖКА С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ НАГРЕВОМ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Анализ работ [1...3] показывает, что применение ультразвуковых колебаний интенсифицирует процесс вытяжки листовых материалов, увеличивая за один переход глубину вытянутых деталей в 1,3--2,0 раза. Большинство исследователей выдвигает в качестве объяснения эффекта ультразвуковой штамповки так называемый "тепловой эффект". По их мнению, увеличение предельной степени деформации вследствие воздействия ультразвука объясняется мгновенным нагревом заготовки в момент деформирования до температур, которые вызывают значительное уменьшение предела текучести материала.

В данной работе была поставлена задача выявить влияние нагрева на эффективность ультразвуковых колебаний. Для этого проведены эксперименты по вытяжке в ультразвуковом поле крутильных колебаний с предварительным нагревом заготовки, что позволило нейтрализовать влияние нагрева на повышение эффективности ультразвука.

Был изготовлен нагревательный элемент, представлявший собой каркас из огнеупорной глины, в пазах которого расположена спираль из нихромовой проволоки. Нагревательный элемент надевали на матрицу и осуществляли нагрев ее и заготовки до необходимой температуры. Температура заготовки фиксировалась с помощью пирометрического милливольтметра типа МПБ-46, сигнал на который подавался хромель-капельной термопарой, смонтированной в прижим таким образом, что осуществлялся непосредственный контакт рабочего конца термопары с заготовкой.

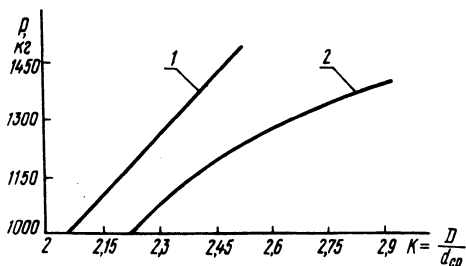


Рис. 1. Зависимость усилия вытяжки от степени деформации при вытяжке с предварительным нагревом заготовки из ст. Х18Н10Т: 1 — вытяжка без наложения колебаний; 2 — вытяжка с наложением колебаний, $A = 0,012$ мм.

На рис. 1 представлены результаты по исследованию предельной степени деформации при вытяжке с предварительным

нагревом заготовки из ст. X18H10T до температуры 130°C. Такая температура предварительного нагрева принята исходя из того, что нагрев заготовки в интервале температур 100–300°C и выше не ведет к повышению предельной степени деформации за переход для исследованной стали. Объясняется это тем, что при комнатной температуре пластическая деформация стали аустенитного класса X18H10T, поставляемой в закаленном состоянии, вызывает образование мартенсита. Этот процесс связан с возникновением при деформировании больших внутренних напряжений, упрочнением и потерей пластичности стали. Нагрев деформируемой стали выше определенной температуры (в данном случае выше 100–120°C) предотвращает процесс перехода $\delta \rightarrow \alpha$ и сохраняет аустенитную структуру. Дальнейший нагрев нержавеющей стали до более высоких температур не дает улучшения пластичности и штампуемости.

Предельная степень вытяжки при деформировании с предварительным нагревом без применения ультразвука составила

$$K = D / d_{\text{ср}} = 2,5,$$

где D — диаметр заготовки; $d_{\text{ср}}$ — средний диаметр детали.

Деформирование в ультразвуковом поле крутильных колебаний без предварительного нагрева позволило получить степень деформации $K = 2,85$. Сравнение только этих результатов показывает большую перспективность применения ультразвука. Следует отметить, что принятые радиусы закругления матрицы ($r_{\text{м}}$) были наиболее оптимальными для каждого из этих процессов. Так, для вытяжки с предварительным нагревом брали $r_{\text{м}} = 8 S_0$, для вытяжки в ультразвуковом поле крутильных колебаний $r_{\text{м}} = 4 S_0$, где S_0 — толщина листа.

Проведены исследования и по определению предельной степени деформации при вытяжке в ультразвуковом поле крутильных колебаний с предварительным нагревом заготовки. Радиус матрицы вначале был принят равным $4 S_0$. Получена предельная степень вытяжки $K = 2,88$. Вытяжка с более высокими степенями деформации оказалась невозможной из-за отрыва стенок детали после втягивания ее в матрицу на определенную глубину. Увеличение радиуса матрицы до $r_{\text{м}} = 8 S_0$ позволило увеличить степень вытяжки до $K = 2,93$. Это же привело соответственно и к уменьшению усилия вытяжки.

Объясняется это тем, что при вытяжке с меньшим радиусом матрицы вследствие больших давлений на вытяжном радиусе матрицы и воздействия предварительного нагрева наблюдалось схватывание деформируемого металла с вытяжным инструментом. Это вызывало разрушение детали по вытяжному радиусу матрицы. Увеличение радиуса матрицы позволило уменьшить давления в этой области очага деформации, что дало возможность избавиться от подобного явления.

Резюме. Вытяжка с предварительным нагревом в ультразвуковом поле крутильных колебаний позволяет еще больше повысить предельную степень деформации по сравнению с вытяжкой без предварительного нагрева в ультразвуковом поле крутильных колебаний.

Нагрев заготовки в процессе деформации играет важную, хотя и не решающую роль в эффективности ультразвука.

Оптимальный радиус матрицы при вытяжке с предварительным нагревом в ультразвуковом поле составляет $8 S_0$.

Л и т е р а т у р а

1. Кособуцкий Б.С. Исследование процесса вытяжки листового материала с наложением ультразвуковых колебаний. Автореф.канд.дис. Минск, 1970.
2. Северденко В.П., Пашенко В.С., Скачко Ю.В. Влияние ультразвуковых крутильных колебаний на процесс вытяжки труднодеформируемых материалов. — В сб.: Прогрессивные методы современной штамповки. Кишинев, 1973.
3. Василевич В.И. Исследование процесса глубокой вытяжки с наложением ультразвуковых колебаний. Автореф.канд. дис. Минск, 1974.

УДК 621.983

И.Г. Добровольский, канд.техн.наук,
Т.В. Слободянюк

РОТАЦИОННОЕ ВЫДАВЛИВАНИЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ИНСТРУМЕНТА

При определенных условиях и масштабах производства способ ротационного формообразования превосходит по производительности и экономичности штамповку на прессах. Однако при-
сущие процессу высокие давления накладывают определенные

требования на конструкцию обрабатываемого инструмента, используемых станков и ограничивают степень деформации за проход. В этой связи большие возможности открывает использование энергии ультразвуковых колебаний инструмента.

Ротационное формоизменение может осуществляться в условиях одновременного действия на заготовку колебаний деформирующего инструмента и рабочей оправки, для чего последняя выполняется резонансной длины и крепится непосредственно к вращающемуся преобразователю механических колебаний [1]. Способ может быть реализован как при раскатке шариковыми обоймами, так и при ротационном выдавливании (давильной обработке) одним (двумя, тремя) давальным инструментом [2]. В последнем случае колебания давильника вводятся в очаг деформации перпендикулярно силе трения и поверхности контакта, при этом оказывается возможным ротационное выдавливание.

Деформируемая заготовка устанавливается на вращающуюся оправку, которая через трансформатор упругих колебаний крепится к магнитострикционному преобразователю (ПМС-15А-18), сообщаемому оправке продольные механические колебания ультразвуковой частоты. К рабочему формирующему инструменту колебания передаются от отдельного магнитострикционного преобразователя.

На экспериментальной установке, созданной на базе токарно-винторезного станка модели 1А616, проводили исследования по оценке возможностей применения ультразвуковых колебаний инструмента при ротационном выдавливании алюминия АД-1, меди МЗ, сталей 08КП и X18Н10Т. В качестве исходных заготовок использовались стаканы с диаметром 34 мм и толщиной стенки 1 мм, полученные вытяжкой с последующим отжигом в вакууме. В процессе выдавливания с помощью стандартной тензометрической аппаратуры и тензодатчиков, наклеенных на полую оправку, фиксировались осевая и тангенциальная составляющие усилия.

Исследованиями, проведенными с помощью однофакторных экспериментов, установлено, что на силовые параметры процесса ротационного выдавливания шариковыми раскатными головками наибольшее влияние оказывают степень утонения ε , осевая подача s , физико-механические свойства обрабатываемого материала, диаметр шариков $d_{ш}$ и их количество $m_{ш}$.

Для сокращения общего числа опытов за счет одновременного варьирования несколькими переменными процесса, бо-

лее быстрой обработки экспериментальных данных, построения математической модели, описывающей процесс, применялись математические методы планирования многофакторных экспериментов -- полный факторный эксперимент и центральное комбинационное рототабельное планирование. Обработка данных позволила получить математические зависимости для осевой и тангенциальной составляющих усилия ротационного выдавливания.

Анализ полученных результатов показал, что существенное снижение осевой (до 55--70%) и тангенциальной (до 30--55%) составляющих усилия при ротационном выдавливании с ультразвуком. Снижение силовых параметров позволило вести процесс выдавливания с большими степенями утонения за проход, что обеспечило повышение производительности на 20--30% при удовлетворительном качестве.

Повысилась предельная степень утонения материала: так, при ротационном выдавливании цилиндрических оболочек из меди МЗ и алюминия АД1 без ультразвука при $\epsilon = 65--70\%$, $S = 0,39$ мм/об, $n = 350$ об/мин наблюдалось разрушение оболочек, а при подводе ультразвуковых колебаний с $U_{\text{вых}} = 300--350$ В процесс проходил устойчиво.

Измерения показали, что ультразвуковое ротационное выдавливание обеспечивает повышение точности оболочек за счет лучшего прилегания деформируемого металла к оправке и улучшение качества их поверхности, а также облегчение съема тонкостенных оболочек с вибрирующей оправки, что исключает искажение формы последних.

Резюме. Оценка полученных экспериментальных данных свидетельствует о возможности заметной ультразвуковой интенсификации процесса и улучшения качества получаемых изделий.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Добровольский И.Г. и др. Приводная оправка к устройству для ротационного выдавливания тонкостенных осесимметричных изделий. Авт.свид. №517361. -- "Бюлл.изобр.", 1976, № 22. 2. Слободянюк Т.В. и др. Устройство для давящей обработки с ультразвуком. Авт. свид. № 458366. -- "Бюл. изобр.", 1975, № 2.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ДИНАМИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ С ПОМОЩЬЮ ЭЦВМ ПРИ УДАРНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ КОРОТКИХ ОБРАЗЦОВ

Для приближения условий ударного деформирования к реальным технологическим процессам проводят опыты по ударному деформированию коротких стержней в режиме с последующим образованием больших конечных деформаций. Как показано в работах [1,2], величина и распределение формоизменений по деформируемому объему зависит от ряда факторов: прохождения по объему пластической волны, энергии удара, упрочнения в процессе деформации, локального нагрева, контактного трения, относительного динамического сопротивления деформированию.

Формоизменение продеформированных при ударе образцов характеризуется крайней неравномерностью, чем затрудняется применение для описания ударной деформации традиционных уравнений теории пластичности. Определение же относительного динамического сопротивления деформированию, представляющего собой отношение динамического сопротивления деформированию к статическому сопротивлению (пределу текучести) при прочих равных условиях, позволит подойти к инженерным методам расчета технологических параметров при ударном нагружении.

Целью настоящей работы явилась разработка методики определения относительного динамического сопротивления деформированию при жестком ударе о плиту коротких металлических образцов.

Механизм развития пластической деформации по длине образца во времени в коротком металлическом стержне предложен [3] на основе дискретно-шагового метода, сущность которого состоит в том, что деформация рассматривается и рассчитывается поэтапно для каждого слоя образца. Время процесса удара и пластической деформации разбивается на равные промежутки

$$\tau = n \tau_1,$$

где τ — общее время пластической деформации, с; n — количество временных промежутков, шт; τ_1 — время одного промежутка, с.

В наших опытах [2] было установлено, что скорость пластической волны (c_w) не зависит от энергии удара, а определяется только физическими свойствами деформируемого объекта, поэтому за время τ_1 пластическая волна пройдет участок образца, равный

$$h = c_w \cdot \tau_1,$$

где h -- высота слоя, по которому прошла пластическая волна, м; c_w -- скорость пластической волны, м/с.

Исходя из этого при определении относительного динамического сопротивления деформированию

$$k = \sigma_s^d / \sigma_s^{ст},$$

где σ_s^d -- динамическое сопротивление деформированию, н/м²;
 $\sigma_s^{ст}$ -- статическое сопротивление деформированию, н/м².

В ЭЦВМ "Минск-22" вводились физические и исходные геометрические данные образцов до деформации, скорость удара, экспериментальные данные по распределению деформаций в образце после ударного деформирования.

В качестве примера при определении относительного динамического сопротивления деформированию для стального (Ст.3) образца диаметром 20 мм, высотой 80 мм, при скорости удара 159 м/с вводились: c_w - 1060 м/с, τ_1 - 0,000014 с, h - 30.

Динамическое сопротивление варьировалось в таких пределах, чтобы совпала кривая расчетного распределения деформаций с экспериментальной кривой для данного стального образца. В окончательном расчетном варианте отклонения на отдельных участках не превышали экспериментальных данных более чем на 6%.

Резюме. Полученные по данной методике результаты дают осредненные значения динамического сопротивления для каждого рассматриваемого цилиндрического слоя. Характерно отметить, что для описанного примера ударной деформации стального образца при скорости удара, равной 159 м/с, значение K не превышало 1,8.

Л и т е р а т у р а

1. Гольдсмит В. Удар. М., 1965. 2. Чайка В.А. Пластическая деформация коротких медных стержней при ударе их

о жесткую преграду. -- В сб.: *Металлургия*, вып. 3. Минск, 1973. 3. Чайка В.А. Применение дискретно-шагового метода для определения деформаций при ударе. -- В сб.: *Металлургия*, вып. 5. Минск, 1974.

УДК 621.771

Н.Г. Сычев, канд.техн.наук

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ НАГРЕТЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

Перспективным способом интенсификации обработки давлением высокопрочных и малопластичных металлов является предварительный нагрев инструмента до определенной температуры и поддержание ее значения на протяжении осуществления пластической деформации.

К преимуществам обработки нагретым инструментом относятся:

1. Уменьшение или предотвращение отвода тепла от заготовки инструменту, следовательно, создание возможности выполнения деформации в узком интервале температур и окончании ее при гарантированно оптимальной, обеспечивающей наилучшие свойства металла.

2. Увеличение однородности деформации и улучшение затекания металла в узкие полости штампа или ручьи валков за счет уменьшения или предотвращения захолаживания приконтактных слоев металла.

3. Создание возможности деформации труднодеформируемых и малопластичных материалов в результате исключения явления растрескивания поверхностных слоев металла. Изотермическая деформация позволяет обрабатывать такие материалы, как серый чугун [1], магниевые сплавы [2], вольфрам [3] и бериллий.

4. Уменьшение сопротивления деформации металла и технологического усилия.

5. Создание возможности повышения пластичности металла путем подбора соответствующей температуры и скорости деформации ведет к уменьшению числа переходов и повышению производительности.

6. Повышение стойкости инструмента ввиду отсутствия заметных тепловых колебаний, приводящих к появлению разогретых трещин.

В зависимости от конкретных технологических требований инструмент может быть нагрет до температуры обработки металла, ниже или выше ее. Несмотря на большое влияние температуры инструмента на процесс пластической деформации металла, активное исследование этого вопроса началось только в последнее время. Это объясняется прежде всего отсутствием до недавнего времени штамповых материалов, удовлетворительно работающих при высоких температурах.

С точки зрения вышеупомянутых преимуществ обработки давлением металлов нагретым инструментом целесообразна более высокая температура нагрева инструмента, вплоть до температуры горячей деформации, однако этому препятствует изменение свойств материала инструмента под действием температуры нагрева, т.е. возникает опасность самоотпуска и понижения прочности и твердости штамповых материалов, применяемых для обычной обработки давлением. Кроме того, существует некоторая техническая сложность нагрева инструмента до высоких температур. Практически температура нагрева инструмента составляет $250\text{--}350^{\circ}\text{C}$, а при использовании высоколегированных материалов — $350\text{--}480^{\circ}\text{C}$.

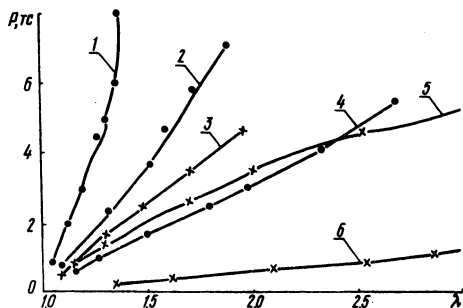


Рис. 1. Изменение межвалкового давления в зависимости от вытяжки полос из: алюминия АО сечением $0,2 \times 32$ при температуре 20°C (4) и 300°C (6); ст. 08КП сечением $0,17 \times 25$ при температуре 20°C (2) и 300°C (5); ст. X18H10T сечением $0,2 \times 25$ при температуре 20°C (1) и 250°C (3).

В предлагаемой работе представлены результаты экспериментального исследования влияния температуры прокатных валков на межвалковое давление и качество получаемых изделий из магниевого сплава МАЗ, алюминия АО, ст. X18H10T и ст. 08КП, заготовки из которых при температуре 20°C заправлялись в нагретые плавающие рабочие валки диаметром 60 мм, прокатной клетки, содержащей также приводные опорные валки (рис. 1). Для уменьшения разогрева конструктивных элементов рабочей клетки и обеспечения высдой точности процесса прокатки рабочие валки выполнены со сквозными отверстиями, внутри которых размещены электрические нагреватели, жестко соединенные с элементами стана.

Магниевый сплав в холодном состоянии на холодных валках пластически не деформировался. Оптимальная температура нагрева валков, при которой сплав МАЗ хорошо подвергался пластическому формоизменению, лежала в пределах 180--240°C. Деформация сплава при более высокой температуре сопровождалась интенсивным схватыванием материала с поверхностью валков.

Резюме. Благоприятное влияние температуры нагрева инструмента на условия деформации различных материалов указывает на необходимость более широкого исследования этого вопроса с целью определения технологической и экономической целесообразности использования указанных преимуществ деформации металлов нагретым инструментом.

Л и т е р а т у р а

1. Бойцов В.В. и др. Изотермическое деформирование серого чугуна. — "Кузнечно-штамповое производство", 1973, №8.
2. Охрименко Я.М. и др. Использование эффекта сверхпластичности при объемной штамповке легких сплавов. — "Кузнечно-штамповочное производство", 1973, № 11.
3. Batra S.K. Popoff A.A. On the use of heated rolls for hot-rolling of metals. — "Trans ASME", 1973, H95, N1.

УДК 621.961.01

В.С. Пашенко, канд.техн.наук
В.И. Любимов

О ВЛИЯНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА ВЕЛИЧИНУ ЗАУСЕНЦА, ОБРАЗУЮЩЕГОСЯ ПРИ РАЗДЕЛЕНИИ ТОНКОЛИСТОВЫХ МЕТАЛЛОВ И ФОЛЬГИ

Высота заусенца, образующегося в процессе разделения листового металла на ножницах и в штампе, зависит от величины технологического зазора и износа режущих кромок инструмента. В результате анализа процессов отрезки, вырубки и пробивки острым и изношенным инструментом [1] был сделан вывод: чем пластичнее металл, тем больше должна быть высота заусенца при прочих равных условиях.

Для подтверждения этого была проведена вырубка образцов диаметром 10 мм из медной и стальной фольги толщиной 0,050 мм, отожженной и в состоянии поставки. Величина дву-

Таблица 1

Материал	Толщина	Состояние материала	Микро-твердость Н, кг/мм ²	Высота заусенца h_3 , мкм	
				в плоскости, параллельной направлению проката	в плоскости, перпендикулярной направлению проката
Медь МЗ	0,05	в состоянии поставки	102	99	91,5
»	»	отожженный	38	135	130
Сталь У8А	0,05	в состоянии поставки	566	35	29,5
»	»	отожженный	185	115	105,5

стороннего зазора составляла 0,008 мм. Режущая кромка пуансона была притуплена по радиусу 0,05 мм.

Методика измерения высоты заусенца была следующая. Заготовка надрезалась, как показано на рис. 1. После этого проводилась вырубка. Вырубленные и пробитые детали устанавливали на торец и заливали эпоксидной смолой. После отверждения смолы слой толщиной 1 мм шлифовывался на наждачной бумаге, а затем поверхности доводились на микронной шлифшкурке в одном направлении — вдоль диаметра. Высота заусенца измерялась в двух диаметрально расположенных точках на микроскопе МПВ-1 с точностью до 1 мкм. Каждый эксперимент проводился на 7 образцах. За высоту заусенца принималось среднее значение 14 измерений. О механических свойствах материала качественно можно судить по величине микротвердости. Данные экспериментов представлены в табл. 1.

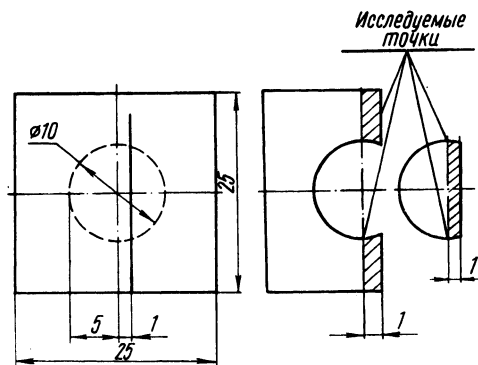


Рис. 1. Схема подготовки образцов к вырубке и измерению высоты заусенца.

Как видно из табл. 1, высота заусенца при вырубке отожженных материалов значительно больше, чем при вырубке материалов в состоянии поставки. Так как механические свойства металлов различны вдоль и поперек направления проката, то следовало ожидать, что и высота заусенца будет различной в

этих направлениях. Высота заусенца в плоскости, расположенной вдоль направления проката, несколько больше, чем в плоскости, расположенной поперек направления проката.

Резюме. Полученные результаты показывают, что высота заусенца, образующегося при вырубке-пробивке тонколистовых металлов и фольги зависит от механических свойств обрабатываемого материала.

Л и т е р а т у р а

1. Любимов В.И. Механизм образования заусенцев при резке, вырезке и пробивке тонких листовых металлов. — В сб.: Металлургия, вып. 10. Минск, 1976.

УДК 531.781.2

Е.И. Вербицкий, канд. техн. наук,
А.Д. Евзиков

ПОСТРОЕНИЕ СОГЛАСОВАННОГО СТАТИСТИЧЕСКИ ДОПУСТИМОГО ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЯ ЗА СЧЕТ ВЫБОРА ФУНКЦИИ УПРОЧНЕНИЯ

Рассмотрим уравнение движения для плоскодеформированного состояния:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} &= \rho a_x; \\ \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} &= \rho a_y, \end{aligned} \right\} (1)$$

где ρa_x , ρa_y — удельные инерционные силы, действующие в направлении осей \vec{X} и \vec{Y} соответственно; σ_x , σ_y , τ_{xy} — компоненты тензора напряжений в декартовой системе координат.

В случае модели Леви—Мизеса в описании процесса участвуют еще два уравнения:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x - \sigma_y &= \frac{4k}{H_i} \xi_x; \\ \tau_{xy} &= \frac{k}{H_i} \eta_{xy}, \end{aligned} \right\} (2)$$

где ξ_x, η_{xy} -- компоненты тензора скорости деформаций в декартовой системе координат; $H_i = \sqrt{4\xi_x^2 + \eta_{xy}}$ -- интенсивность скоростей деформаций; k -- механическая характеристика материала, равная пределу текучести при сдвиге [1]. Для пластически упрочняющихся материалов k определяются историей и условиями деформации.

Уравнения (2) содержат в себе условия пластичности, изотропии и несжимаемости.

Функцию упрочнения можно находить из опытов на простое нагружение -- например, линейное растяжение, сжатие.

Однозначности решения задачи вычисления напряжений обеспечивается, если поле скоростей удовлетворяет соотношению [2]

$$\frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\frac{k}{H_i} \eta_{xy} \right) - \frac{\partial^2}{\partial y^2} \left(\frac{k}{H_i} \eta_{xy} \right) - 4 \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} x \times \left(\frac{k}{H_i} \xi_x \right) + \rho \left(\frac{\partial a_x}{\partial x} - \frac{\partial a_y}{\partial y} \right) = 0, \quad (3)$$

получаемому в результате подстановки уравнений (2) в (1). Точные решения для напряжений и скоростей удовлетворяют соотношению (3). Однако учет условия (3) при обработке экспериментальной информации может исказить параметры деформированного состояния и, кроме того, предъявляет высокие требования к гладкости функций k, ξ_x, η_{xy} .

В статье приводится способ учета упрочнения, позволяющий избежать неоднозначности распределения напряжения при известной кинематике процесса. В этом случае в каждом узле сетки линий скольжения выбирается такое значение k , чтобы построенное статистически допустимое поле напряжений отвечало экспериментальной кинематической информации в рамках принятой модели.

Обозначим $\mu \stackrel{\text{def}}{=} \frac{2\xi_x}{\eta_{xy}}$, тогда из (2) имеем:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y &= \sigma_x - 2\mu \tau_{xy}; \\ \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} &= \frac{\partial \sigma_x}{\partial y} - 2\mu \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} - 2\tau_{xy} \frac{\partial \mu}{\partial y}. \end{aligned} \right\} (4)$$

После подстановки значения $\frac{\partial \sigma_y}{\partial y}$ из (4) в (1) получим:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = \rho a_x;$$

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} - 2\mu \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial d} = \rho a_y + 2 \frac{\partial \mu}{\partial y} \tau_{xy} =$$

$$= \rho a_y^{(\mu)}, \quad (5)$$

где $a_y^{(\mu)} = a_y + \frac{2}{\rho} \frac{\partial \mu}{\partial y} \tau_{xy}$.

Уравнения характеристик системы (5) будут следующими:

$$dy - \lambda_i dx = 0 \quad (i=1,2),$$

где $\lambda_i = \mu \pm \sqrt{\mu^2 + 1}$.

Уравнения (6) зависят только от компонентов тензора скорости деформации и, следовательно, позволяют определить геометрию пластической области, а также разбить ее на зоны для последовательного решения граничных задач.

Дифференциальные соотношения на характеристиках системы (5) имеют следующий вид:

$$(\lambda_i + 2\mu) d\sigma_x + d\tau_{xy} - (2\mu \cdot \rho \cdot a_x + \rho a_y^{(\mu)}) dx - \rho a_x dy = 0 \quad (i=1,2). \quad (7)$$

Совместное решение при наличии всех необходимых граничных условий для напряжений уравнений (6), (7) приводит к построению внутри пластической области сетки характеристик со значениями тензора напряжений в ее узлах. Соответствующие значения функции упрочнения k находятся из соотношений (2), например:

$$k = \frac{\tau_{xy} N_i}{\eta_{xy}}.$$

Полученное таким образом поле напряжений будет статически допустимым и (за счет выбора функции упрочнения) отвечать экспериментальной информации в рамках принятой модели.

Л и т е р а т у р а

1. Сегал В.М., Макушок Е.М., Резников В.И. Исследование пластического формоизменения металлов методом

муара.М., 1974. 2. Алюшин Ю.А., Рудас Г.Я. Поля скоростей при пластическом формоизменении в условиях сложного напряженного состояния. — "Известия вузов. Черная металлургия", 1970, № 6.

УДК 621.981.3 (088.8)

И.Г. Добровольский, канд.техн.наук,
В.К. Жикленков

РЕГУЛИРОВАНИЕ РАСХОДА ЖИДКОСТИ ПРИ ГИДРАВЛИЧЕСКОМ ФОРМОВАНИИ СИЛЬФОНОВ НА АВТОМАТИЧЕСКОЙ РОТОРНОЙ МАШИНЕ

При осуществлении гидравлической формовки сильфонов на автоматической роторной машине потребовалось создание специального устройства (рис. 1) "мягкого" регулирования объема жидкости, обеспечивающего выполнение любой заданной программы нагружения на всех стадиях формообразования сильфона.

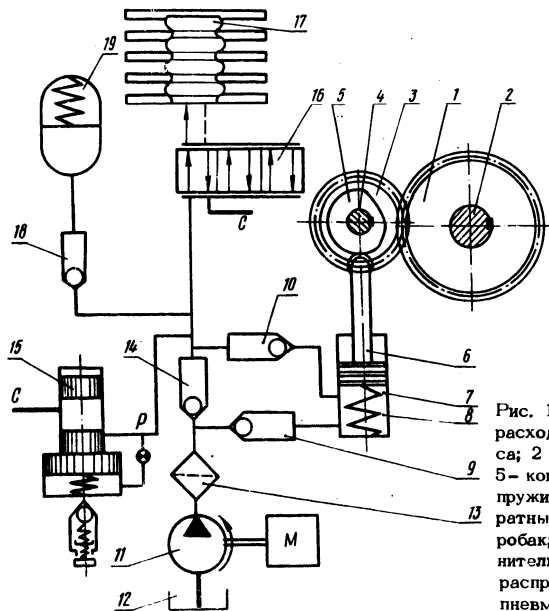


Рис. 1. Схема устройства изменения расхода жидкости: 1,3 — зубчатые колеса; 2 — вал основного ротора; 4 — вал; 5 — копир (кулачок); 6 — поршень; 7 — пружина; 8 — цилиндр; 9,10,14,18 — обратные клапаны; 11 — насос; 12 — гидробак; 13 — фильтр; 15 — предохранительный клапан; 16 — плоский гидрораспределитель; 17 — трубка-заготовка; 19 — пневмоаккумулятор.

Поставленная цель была достигнута использованием специального копира, вращающегося согласованно с основным ротором машины, резинового пневматического аккумулятора и системы

обратных клапанов. При вращении ротора машины профильный копир (кулачок) обеспечивает программное изменение объема формирующей жидкости, причем автоматическое перекрытие системы изменения расхода от системы заполнения осуществляется тремя обратными клапанами.

Перед пуском роторной машины насос 11 из гидробака 12 через фильтр 13 и обратный клапан 9 заполняет полость цилиндра 8, через обратный клапан 14, плоский гидрораспределитель 16 — полость трубки-заготовки 17 и через обратный клапан 18 — пневмоаккумулятор 19.

При пуске роторной машины зубчатое колесо 1 приводит во вращение колесо 3 с профильным кулачком 4, который обеспечивает движение вниз поршня 6. При этом обратный клапан 10 открывается, а обратные клапаны 9 и 14 закрываются, перекрывая систему заполнения. При полном обороте профильного кулачка цикл повторяется. Возвращение поршня гидроцилиндра в исходное положение осуществляется насосом 11.

Пневмоаккумулятор 19 содержит металлическую оболочку, внутри которой вставлена герметизированная резиновая груша, наполненная инертным газом. Металлическая оболочка соединена с гидросистемой. Помимо того, что пневмоаккумулятор гасит пиковые давления, он уменьшает инертность предохранительного клапана в гидросистеме, т.е. устраняет гидравлический удар. Абсолютно герметизировать гидрораспределитель и зажим конца трубки-заготовки практически невозможно, что вызывает определенные утечки, которые в свою очередь непостоянны (из-за разницы в толщинах трубок-заготовок, разностенности трубок и т.п.). В целях удержания в этой связи необходимого давления и сохранения заданного закона гофрирования (подача давления) необходимо завязать расход жидкости. Встроенный в систему пневмоаккумулятор сглаживает колебания давления, вызванные утечками.

Первоначальное повышение давления в системе при росте объема трубки-заготовки осуществляется за счет подъема профильной кривой кулачка 5, что обеспечивает больший ход поршня 6 и, следовательно, вытеснение большего объема жидкости. Поскольку система загерметизирована, вытеснение повышенного объема жидкости ведет к сжатию газа, находящегося в резиновой груше пневмоаккумулятора, т.е. к повышению его давления. Последующее снижение давления при осадке трубки-заготовки обеспечивается за счет спада профильной кривой кулачка 5. В этом случае жидкость из металлической оболоч-

ки пневмоаккумулятора будет вытесняться за счет расширяющейся резиновой груши, пока не достигнет давления, на которое настроен обратный клапан.

Резюме. Реализация предложенной схемы изменения расхода жидкости в автоматической роторной машине для формования сиффона 22,5x4x0,1 из БрОФ 4—0,25 терморегулятора домашнего холодильника обеспечила высокую стабильность как предлагаемого устройства, так и всей машины в целом и привело к значительному снижению брака от порывов трубок-заготовок (выход годного доведен до 99,8%).

УДК 621.833

И.П. Кузьменков, канд.техн.наук,
А.П. Шавский, Д.И. Корольков

ДЕФЕКТЫ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС И МЕТОДЫ ИХ ВОССТАНОВЛЕНИЯ

Наиболее распространенными дефектами зубчатых колес, которые можно устранить при ремонте, являются износ зубьев вследствие абразивного изнашивания и пластических деформаций, поверхностное выкрашивание (питтинг), а также разрушение (сколы) торцовых поверхностей зубьев, включаемых в передачу осевым перемещением колес.

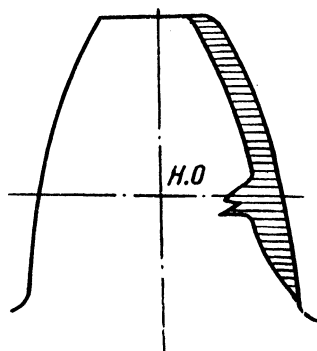


Рис. 1. Схема износа поверхности профиля зуба [2] :
1,2,3 — область окислительного, осповидного и теплового износа соответственно.

Изнашивание зубьев происходит вследствие недостаточной несущей способности масляного слоя, неизбежного смешанного трения скольжения в элементах механизма при его пусках и оставах. Абразивное изнашивание характеризуется режущим или царапающим действием твердых частиц и высту-

пов на поверхности трения, ведущих к постепенному изменению формы зубьев (рис. 1). Величина износа зубьев колес при абразивном изнашивании определяется свойствами абразива, материалов, нагрузкой, а также условиями смазки [1,2].

Для зубчатых колес закрытых передач, работающих при обеспеченной смазке, наиболее характерным видом изнашивания является местное выкрашивание поверхностного слоя. Это выкрашивание возникает на рабочей поверхности зуба (обычно на его ножке) после некоторого периода работы пары и представляет очень мелкие углубления, расположенные на небольших площадях.

Заедание происходит при разрывах смазочной пленки в местах контакта зубьев, где имеет место молекулярное сцепление материала трущихся деталей на участок их непосредственного контакта. При разрушении этих контактов происходит вырывание достаточно крупных частиц металла с контактирующих элементов. Обычно заедание возникает при сочетании высоких давлений, больших скоростей и невысокой твердости материала. Этот вид изнашивания уже сам по себе — аварийное явление, недопустимое в работе машин.

У зубчатых колес из стали средней и низкой твердости иногда наблюдается изнашивание зубьев, проявляющееся и в виде сильного пластического течения поверхностного слоя. В результате на зубьях ведомого зубчатого колеса в зоне полюса зацепления постепенно образуется выступающий гребень, а на шестерне ведущего зубчатого колеса — канавка (рис. 2, 3). При ремонте зубчатых колес гребень обычно удаляется с целью восстановления правильности зацепления.

Значительно ниже степень течения материала иногда наблюдается на зубьях с поверхностью, упрочненной цементированием, азотированием и т.п., но с мягкой сердцевиной. Здесь пластические деформации носят характер местных наплывов в виде ряби.

Разрушение зубьев происходит по-разному и обусловлено видом напряженного состояния и свойствами материала зубчатых колес [3]. Напряженное состояние в опасном сечении зубьев при прочих равных условиях зависит от их геометрических параметров: исходного контура, числа зубьев, параметров корегирования и фланкирования, угла наклона зубьев у косозубых и шевронных колес, а также от положения места контакта.

Современная технология ремонта зубчатых передач насчитывает несколько способов восстановления зубчатых колес.

Они сводятся к устранению рассмотренных дефектов при соблюдении всех требований в пределах, установленных ГОСНИТИ соответствующими техническими условиями на ремонт. К этим способам восстановления зубчатых передач [4,5] можно отнести следующие: наплавку зубьев, замену дефектных венцов новыми, перестановку зубчатых колес, углубление профиля, перешлифовку с последующим хромированием зубьев, а также метод горячей осадки зубчатых венцов.



Рис. 2. Дефектный зубчатый венец шестерни коробки скоростей автомобиля ГАЗ-51: а - усталостное выкрашивание (питтинг); б - пластическое течение; в - излом зуба.

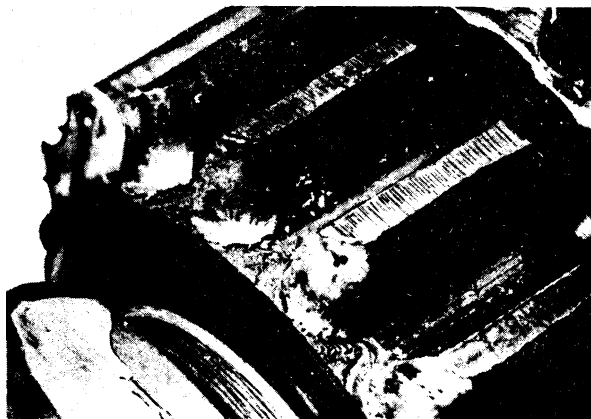


Рис. 3. Усталостное разрушение торцевых поверхностей зубьев.

Способ наплавки дефектных зубьев (горячая, электродуговая, наплавка в среде углекислого газа) дает удовлетворительные по износостойкости результаты лишь при использовании твердых сплавов в качестве присадочного материала

Однако в этом случае наплавленный слой отличается хрупкостью, недостаточной надежностью сцепления с основным металлом, плохой обрабатываемостью. Но этот способ далеко не обеспечивает отремонтированным зубчатым колесам их первоначальную работоспособность и поэтому в настоящее время почти не применяется.

Более надежные качественные результаты дает способ замены изношенных зубчатых венцов вновь изготовленными. Этот способ ввиду высокой трудоемкости может быть применен лишь к ограниченной номенклатуре шестерен соответствующей конфигурации.

Восстановление колес можно производить путем перешлифования зубчатых венцов по профилю и по наружному диаметру с последующим хромированием рабочих поверхностей. Этот способ восстановления сложен и дорогостоящ и применяется только для ремонта точных зубчатых колес прецизионных механизмов.

Среди современных прогрессивных методов восстановления изношенных деталей машин особое место занимает метод пластического деформирования. Он основан на использовании пластических свойств материалов деталей, конструктивная форма которых обуславливает наличие в них определенных запасов этого материала.

Метод восстановления деталей пластическим деформированием состоит из ряда технологических операций: осадки, раздачи, обжатия, выдавливания, оттяжки и накатки. Каждая из этих операций может быть выполнена как отдельно, так и в комбинации с другими операциями в зависимости от конструктивной особенности восстановленных деталей.

Особое внимание заслуживает метод восстановления зубчатых колес ротационным деформированием, разработанный в ИНДМаш АН БССР [4]. Восстановление зубьев здесь осуществляется за счет направленного пластического перераспределения металла.

При восстановлении по первой схеме (рис. 4, а) изношенная шестерня 5 устанавливается на торец нижнего пуансона-синхронизатора 4, который, как и верхний пуансон, выполнен в виде вращающегося шпинделя и находится в непосредственной кинематической связи с накатником 1. После установки детали и ее фиксации в исходном положении верхним пуансоном 2 с центратором 3, имеющим форму цилиндрической оправки, вращающуюся деталь нагревают с помощью ТВЧ в

секторном индукторе до обеспечения требуемого пластического состояния металла зубчатого венца. После нагрева изношенного зубчатого колеса верхний пуансон опускается вниз. При этом рабочие поверхности пуансонов, выполненные в виде клиновидных инденторов 6, внедряются в торцы заготовки, выдавливая в направлении зубчатого венца некоторые объемы металла, которые компенсируют износ зубьев. Одновременно накатник, вращаясь вместе с пуансоном, обкатывает деформируемые зубья, придавая им правильную форму.

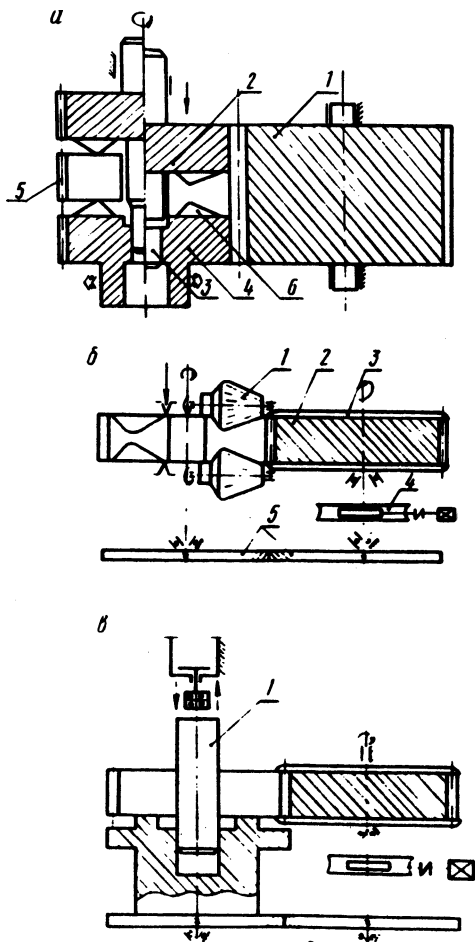


Рис. 4. Схемы восстановления зубчатых колес ротационным деформированием: а - зубчатым пуансоном; б - раскатными роликками; в - коническим дорном.

Второй способ (рис. 4, б) восстановления изношенных зубчатых колес основан на применении метода раскатки зубчатого венца профильными роликками 1 при одновременном обкатывании

деформируемых зубьев накатником 2 с двумя ограничивающими ребордами 3, изготовленными в виде плоских дисков и предназначенными ограничить течение металла к торцам восстанавливаемой шестерни. Синхронизация вращения накатника и детали осуществляется косозубой синхронизирующей передачей 5 через редуктор 4.

Благодаря локальному деформированию зубчатого венца раскаточными роликами деформирующее усилие значительно снижается по сравнению с предыдущим предлагаемым способом, что позволяет осуществлять восстановления цилиндрических зубчатых колес сравнительно больших размеров.

Третий способ (рис. 4, в) отличается тем, что перераспределение пластического металла восстанавливаемого колеса происходит за счет деформирования его специальным дорном 1. Этот способ целесообразнее применять для восстановления мелкозубчатых колес-цилиндров, выбраковочный износ которых незначителен.

Восстановление шестерен ротационным деформированием может быть выполнено с применением гидравлических прессов или гидрофицированных токарных станков, оборудованных силовым цилиндром. Так, например, типовой технологический процесс восстановления изношенных шестерен из сталей 45, 40X, 40XH и др., разработанный в содружестве с Оршанским трактороремонтным заводом, включает в себя следующие основные операции:

- 1) удаление (зачистку) мелких механических дефектов (забоин, заусенцев, рисок и др.) на рабочих поверхностях зубьев;
- 2) высокий отпуск (для закаленных деталей);
- 3) электрический нагрев зубчатого венца шестерен до температуры восстановления ($780-820^{\circ}\text{C}$);
- 4) восстановление в специальном приспособлении на модернизированном станке 1Д63А, оборудованном силовым гидроцилиндром;
- 5) токарную обработку зубчатого венца;
- 6) термообработку (при необходимости).

Внедрение этой технологии для восстановления первичного вала коробки скоростей автомобиля ГАЗ -51 (деталь № 51-7017) при программе 38 тыс. коробок в год даст заводу по предварительным расчетам около 19 тыс. рублей годовой экономии.

Сравнительные стендовые испытания новых и восстановленных ротационным деформированием шестерен, а также эксплуатационные испытания образцов показали, что работоспособность

шестерен, восстановленных таким методом, не уступает серийным.

Это определило предпосылки для разработки промышленной установки восстановления зубчатых колес ротационным деформированием. Создание такой установки планируется в 1976 году ИНДМаш АН БССР в содружестве с Малоарославским филиалом ГосНИТИ и Оршанским трактороремонтным заводом.

Резюме. В разработанном методе благодаря локальному деформированию снижается деформирующее усилие, что позволяет осуществить восстановление зубчатых колес больших размеров.

Л и т е р а т у р а

1. Костецкий Б.И. Сопротивление изнашиванию деталей машин. М., 1959.
2. Крагельский И.В. Трение и износ. М., 1968.
3. Кораблев А.И., Решетов Д.Н. Повышение несущей способности и долговечности зубчатых передач. М., 1968.
4. Дехтеринский Л.В. Ремонт цилиндрических шестерен давлением. -- В сб.: Восстановление изношенных деталей давлением. М., 1955.
5. Петров Ю.Н. Восстановление деталей машин способом пластических деформаций. Кишинев, 1965.

СО Д Е Р Ж А Н И Е

РАЗДЕЛ 1. ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Вайтман Б.Г., Скворцов В.А., Милов А.М. Влияние температурной обработки на качество коксового брикета. . .	3
Гордейчик Г.В., Белый О.А., Леках С.Н., Бернадо В.Ф., Дворниченко И.Ф., Муравский А.В., Жоглик Л.К. Получение ковкого чугуна с использованием в шихте металлизированных окатышей	5
Худокормов Д.Н., Королев В.М., Дорожко И.В. К методике определения жидкотекучести	7
Королев В.М., Чепыжов Б.А. Влияние меди на технологические свойства низкокремнистого ковкого чугуна	10
Худокормов Д.Н., Мартынюк М.Н., Шитов Е.И., Бондарев М.М., Слуцкий А.Г. Исследование микрогеометрии поверхностей чугуна, работающего в условиях трения скольжения	13
Бельский Е.И., Пикуло В.М., Траймак Н.С. Изменение износостойкости среднеуглеродистых сталей при введении легирующих элементов	14
Галушко А.М., Немененок Б.М., Довнар Г.В. Влияние микролегирования и вторичного сырья на свойства сплава АЛ4	16
Галушко А.М., Довнар Г.В., Немененок Б.М. Влияние некоторых переходных металлов и соединений на величину зерна алюминия	18
Соболев В.Ф. Влияние микролегирования на дендритную ликвацию в сплаве	21
Гурин С.С. Высокотемпературная вакуумная печь	23
Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Электроосмотический способ поверхностной подсушки литейных форм	25
Кукуй Д.М., Ледян Ю.П. Исследование процесса активации связующих веществ переменными электрическими полями	27
Дмитрович А.М., Лазаренков А.М. Термодинамический анализ процессов, протекающих в литейной форме с участием продуктов деструкции пенополистирола	28
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Павлович Г.В. Повышение стойкости постоянных литейных форм	32

Бахмат В.А., Михальцов А.М., Полещук Т.А. Определение газотворной способности смазок при литье под давлением	34
Столярова Г.И. Формирование отливки при непрерывном литье со стержнем.	36
Тутов В.И., Гринберг В.А., Михалевич А.П. Применение итерационного метода Ньютона для расчета толщины затвердевшей корки	39
Дмитрович А.М., Гринберг В.А., Земсков И.В., Крутилин А.Н. Установка для литья отливок сепараторов методом выливания	42
Тутов В.И., Столярова Г.И., Соболев В.Ф., Демченко Е.Б., Дукач А.Е. Метод получения индивидуальной отливки поршневого кольца	45
Бевза В.Ф., Малюквичус А.А., Марукович Е.И., Иванов Г.Е. Влияние интенсивности теплоотвода и материала кристаллизатора на стабильность процесса непрерывного намораживания	47
Жмакин Н.П., Кравченко Е.В., Михайлова Л.М., Гурвич Э.А., Тюхай Г.Г. К вопросу искусственного охлаждения чугунного кокиля при получении тонкостенных отливок . . .	48
Лосюк Ю.А., Калиниченко А.С., Никитин А.В. Инженерный метод расчета теплового режима при литье намораживанием	50
Калиниченко А.С., Лосюк Ю.А., Никитин А.В. Влияние высоты ванны расплава и температуры заливки на толщину и качество ленты	53
Есьман Р.И., Драченев В.Ф. Теплофизические особенности формирования сложных отливок в кокиле	55
Жмакин Н.П., Есьман Р.И., Гурвич Э.А. Особенности механизма образования газового зазора при литье в кокиль .	58
Кравченко Е.В., Качур Н.Н., Тюхай Г.Г. Экспериментальное исследование температурного поля кокиля при циклическом режиме	60
Волкова Н.Е., Гафо Ю.Н., Куцер М.Я., Волков Ю. А. Импульсный экспресс-метод определения теплофизических характеристик	62

Неизвестный Н.А. Сокращение вредных выбросов плавильных агрегатов	65
Ровин Л.Е., Закерничный В.И. Повышение эффективности работы мокрых пылеуловителей	67
Бревдо А.С., Мартынов Ю.Г. Проектирование систем очистки газовых выбросов плавильных отделений	68
Леках С.Н., Филипович А.П. Пылегазовые выбросы при плавке стали в дуговых печах	70
Кулага Н.Е., Слуцкий А.Г., Филипович А.П., Федосов В.А. Образование дисперсных частиц в плавильных агрегатах	71
Таболитч А.Е., Дорошкевич Н.А., Чаус А.С. Влияние воздействия электрических полей на физико-химические свойства растворов поверхностно-активных веществ	73
Вейник А.И., Шарипова М.К. Эффективность и качество в условиях замены механической обработки металлов металлургическими процессами	74
Процкий А.Е., Шейман В.А. Об энергии связи влаги с ртутно-сурьмяным концентратом	78

РАЗДЕЛ II. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Траймак Н.С. Исследование влияния состава штамповых сталей на их разгаростойкость	81
Белозерский Г.Н., Жилкин А.Г., Хазанов С.А., Химич Ю.П. Изучение фазовых превращений в Fe-Ni-Co сплаве методом ядерного гамма-резонанса	83
Ситкевич М.В., Бельский Е.И., Пикуло В.М. Поведение поверхностных слоев инструментальных материалов в условиях высоких давлений и температур	86
Худокормова Р.Н., Левитан В.Б., Лапцевич Е.М., Гаврилова Т.М. Выбор рациональных режимов газовой цементации быстрорежущих и теплостойких сталей	88
Бабушкин Б.В., Махаров Д.М. Диффузионное насыщение сталей хромом	92

Крукович М.Г., Жерносеков В.С., Туров Ю.В. К вопросу борирования из расплавленных солей	94
Фиштейн Б.М., Николаев В.Е., Ситкевич М.В. Борирование инструментальных сталей с нагревом ТВЧ	96
Пантелеенко Ф.И., Кухарев Б.С., Кошина С.И. Фазовый состав и структура диффузионных цинковых покрытий... .	98
Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И. Диффузионное цинкование сталей в порошковых средах	101
Ляхович Л.С., Левченко Г.М., Ильюкевич М.М. Диффузионное насыщение меди	106
Беляев В.И., Девойно Д.Г., Касперович В.Б. О влиянии предварительной температуры на прочность соединений, полученных сваркой взрывом	107

РАЗДЕЛ III. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

Баек М.А., Ложечников Е.Б. Исследование некоторых механических свойств прокатанных из порошков лент дисперсно-упрочненных никеля и меди	110
Северденко В.П., Пашенко В.С., Василевич В.И. Влияние геометрии матрицы на процесс вытяжки на 2-ом переходе с радиальными ультразвуковыми колебаниями	115
Северденко В.П., Степаненко А.В., Хан Дык Ким, Запорожченко В.С. Волочение труб из углеродистой стали с продольными ультразвуковыми колебаниями волокна	117
Степаненко А.В., Хан Дык Ким, Запорожченко В.С. Применение радиальных ультразвуковых колебаний при безоправочном волочении стальных труб	119
Скачко Ю.В. Вытяжка с предварительным нагревом в ультразвуковом поле	123
Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. Ротационное выдавливание с применением ультразвуковых колебаний инструмента	125
Чайка В.А. Методика определения относительного динамического сопротивления деформированию с помощью ЭЦВМ при ударном деформировании коротких образцов	128

Сычев Н.Г. Обработка металлов давлением нагретым инструментом 130

Пашенко В.С., Любимов В.И. О влиянии механических свойств материала на величину заусенца, образующегося при разделении тонколистовых металлов и фольги 132

Вербицкий Е.И., Евзиков А.Д. Построение согласованного статистически допустимого поля напряжения за счет выбора функции упрочнения 134

Добровольский И.Г., Жикленков В.К. Регулирование расхода жидкости при гидравлическом формовании сильфонов на автоматической роторной машине 137

Кузьменков И.П., Шавский А.П., Корольков Д.И. Дефекты зубчатых колес и методы их восстановления . . . 139

МЕТАЛЛУРГИЯ
Выпуск 12

Редактор Г.В. Вагабова
Мл.редактор И.В. Бирюкова
Худож.редактор **В.Т. Лапицкий**
Техн.редактор Г.А. Лакишик
Корректоры Н.И.Бондаренко, З.Б. Боборыко
График Н.В. Журавлева
Оператор И.В. Прохорова

ИБ 514

АТ 24615. Подписано к печати 31/УШ 1977 г. Бумага 60x90 1/16
офсет. Печ. л. 10, 5 Уч.-изд. л. 9, 68. Изд. № 77-41. Тип. зак. 5130.
Тираж 600 экз. Цена 1 р. 50 к.

Издательство "Высшая школа" Государственного комитета
Совета Министров БССР по делам издательств, полиграфии и
книжной торговли. Редакция межведомственных сборников и
заказной литературы. 220004. Минск, Парковая магистраль, 11.
Типография "Победа" Государственного комитета Совета Ми-
нистров БССР по делам издательств, полиграфии и книжной
торговли. Молодечно, Привокзальный пер., 11.

УДК 622.815(088.8)

Влияние температурной обработки на качество коксового брикета. Вайтман Б.Г., Скворцов В.А., Милов А.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.3—5.

Исследованы физико-механические свойства коксового брикета в зависимости от температуры и времени обработки.—Ил.1. Библи. 1.

УДК 621.745.554.669.13.6

Получение ковкого чугуна с использованием в шихте металлизированных окатышей. Гордейчик Г.В., Белый О.А., Лекаш С.Н., Бернадо В.Ф., Дворниченко И.Ф., Муравский А.В., Жоглик Л.К. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.5—6.

Проведена проплавка ковкого чугуна в вагранке с использованием в шихте металлизированных окатышей взамен стального лома. Установлено, что введение в шихту металлизированных окатышей способствует стабилизации химического состава чугуна, снижению содержания в нем хрома и улучшению отжигаемости литья. — Табл. 2.

УДК 621. 746.51:669.141.25

К методике определения жидкотекучести. Худокормов Д.Н., Королев В.М., Дорожко И.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.7—10.

Рассмотрена возможность широкого применения способа вакуумного всасывания для определения жидкотекучести металлов и сплавов и его использования для поиска закономерностей, связывающих жидкотекучесть и строение расплавов с их физико-химическими свойствами. — Ил.3, Библи.5.

УДК 669.131.6

Влияние меди на технологические свойства низкокремнистого ковкого чугуна. Королев В.М., Чепыжов Б.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.10—12.

Проведено исследование влияния меди в низкокремнистом ковком чугуне со структурой зернистого перлита на техноло-

гические свойства. Установлено, что замена значительной части кремния медью позволяет в значительной степени улучшить отжигаемость и повысить жидкотекучесть сплава.—Ил.2.Библ.1.

УДК 621.745.57-776

Исследование микрогеометрии поверхностей чугуна, работающего в условиях трения скольжения. Худокормов Д.Н., Мартынюк М.Н., Шитов Е.И., Бондарев М.М., Слуцкий А.Г. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.13—14.

Установлено, что процесс приработки пары трения заканчивается после достижения истирающейся поверхностью шероховатости определенной величины. Эксплуатационная шероховатость является функцией скорости относительного перемещения поверхностей трения. — Табл. 1.

УДК 669.14

Изменение износостойкости среднеуглеродистых сталей при введении легирующих элементов. Бельский Е.И., Пикуло В.М., Траймак Н.С. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.14—16.

Исследовано влияние легирующих элементов на износостойкость среднеуглеродистых сталей. Показано, что сильные карбидообразующие элементы значительно повышают износостойкость стали. — Табл.1.Библ. 3.

УДК 621.74:669.715

Влияние микролегирования и вторичного сырья на свойства сплава АЛ4. Галушко А.М., Немененок Б.М., Довнар Г.В., "Металлургия", 1978, вып. 12, с.16—18.

Исследовано влияние микролегирования и вторичного сырья на свойства сплава АЛ4. Установлено, что добавки серы и универсального жидкого флюса повышают прочность и пластичность силумина (10% Si; 0,5 Fe; 0,3% Mn, 0,25% Mg) с 20 и 30% сплава АК9. — Табл. 3.

УДК 621.74:669.715

Влияние некоторых переходных металлов и соединений на величину зерна алюминия. Галушко А.М., Довнар Г.В., Немененок Б.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.18—21.

Исследовано влияние добавок некоторых переходных металлов и соединений на величину зерна алюминия марки А995.

Установлено, что добавки карбидов титана и молибдена при повышении температуры расплава выше "порога смачиваемости" данного соединения способствуют резкому увеличению числа активных зародышей. - Ил. 1. Табл. 2. Библ. 4.

УДК 621.746.6:536.238.2

Влияние микролегирования на дендритную ликвацию в сплаве. Соболев В.Ф. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 21--23.

Изучено влияние поверхностно-активных и инактивных добавок на микроликвацию меди в сплаве алюминий-медь. Установлено, что распределение элементов сплава в значительной мере определяется характером их адсорбции в поверхностном слое, образующемся на границе раздела твердой и жидкой фаз.- Ил.1. Библ. 1.

УДК 621.745.35:621.365.4

Высокотемпературная вакуумная печь. Гурин С.С. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 23--25.

Описаны устройство, работа и эксплуатационные характеристики высокотемпературной вакуумной печи с графитовым электронагревателем. - Ил.1.Библ. 1.

УДК 621.742.08

Электроосмотический способ поверхностной подсушки литейных форм. Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 25--27.

Показано, что применение постоянного электрического поля и тонкопроводящего порошка позволяет не только эффективно обезвоживать поверхностный слой литейной формы, но и осуществить процесс модифицирования металла непосредственно в процессе заливки его в форму. - Табл. 1.

УДК 621.742.08

Исследование процесса активации связующих веществ перемычными электрическими полями. Кукуй Д.М., Ледян Ю.П. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.27--28.

Приведены результаты экспериментальных данных по активации карбамидного связующего М19-62 переменными электрическими полями. Показано, что электрическая активация позволяет на 15–20% сократить расход связующего в составе холоднотвердеющей смеси, на 20–25% повысить производительность смесеприготовительного отделения и на 15–20% увеличить производительность стержневых машин. — Табл.2.Библ.2.

УДК 678.746.22

Термодинамический анализ процессов, протекающих в литейной форме с участием продуктов деструкции пенополистирола. Дмитриевич А.М., Лазаренков А.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.28—31.

Рассмотрен термодинамический процесс, протекающий в литейной форме с газообразными продуктами, образующимися в результате деструкции пенополистирола при заливке жидкого металла. Рассчитаны константы равновесия и изменения изобарных потенциалов реакций при различных температурах. — Гибл. 3.

УДК 621.74.043.2.06:621.746.073

Повышение стойкости постоянных литейных форм. Бахмат В.А., Михальцов А.М., Павлович Г.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 32—33.

Исследовано влияние легирующих элементов и химико-термической обработки на термостойкость материалов для постоянных литейных форм, а также возможность изготовления биметаллических литейных форм. Установлено повышение стойкости деталей постоянных литейных форм при использовании исследованных вариантов. — Библ. 1.

УДК 621.74.043:2:621.892

Определение газотворной способности смазок при литье под давлением. Бахмат В.А., Михальцов А.М., Полещук Т.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 34—36.

Изучена возможность определения газотворной способности смазок, применяемых при литье под давлением. Установлено, что использованная в работе усовершенствованная методика позволяет с высокой точностью определять газотворную способность смазок для литья под давлением. — Ил.1.Библ. 1.

УДК 621.746.047

Формирование отливки при непрерывном литье со стержнем.
Столярова Г.И. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.36--39.

Показаны особенности формирования сложной отливки в несимметричных условиях охлаждения при непрерывном литье с песчаным стержнем, влияние некоторых факторов на получение качественной отливки. -- Ил. 1.

УДК 681.3.06

Применение итерационного метода Ньютона для расчета толщины затвердевшей корки. Тутов В.И., Гринберг В.А., Михалевич А.П. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 39--42.

Рассмотрен итерационный метод решения трансцендентно - го уравнения затвердевания плоской отливки. Приведен алгоритм и блок-схема нахождения закона затвердения отливки как функции времени. Ил.1. Библ. 2.

УДК 621.746.047

Установка для литья отливок сепараторов методом выливания. Дмитриевич А.М., Гринберг В.А., Земсков И. В. , Крутилин А.Н. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 42--45.

Описывается установка для литья фасонных отливок сепараторов методом выливания.

Показана возможность автоматизации процесса литья, осуществляемого на установке подобного типа, приводится электрическая схема, позволяющая осуществить работу установки в полуавтоматическом режиме. - Ил. 2.

УДК 621.746.088

Метод получения индивидуальной отливки поршневого кольца. Тутов В.И., Столярова Г.И., Соболев В.Ф., Демченко Е.Б., Дукач А.Е. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.45--47.

Показана возможность получения индивидуальной отливки чугунного поршневого кольца методом погружения формы в ванну жидкого металла. Приведены некоторые характеристики, особенности и достоинства процесса. -- Ил. 1.

УДК 621.74.042

Влияние интенсивности теплоотвода и материала кристаллизатора на стабильность процесса непрерывного намораживания. Бевза В.Ф., Малюкявичус А.А., Марукович Е.И., Иванов Г.Е. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 47--48.

Исследовано влияние материала кристаллизатора и интенсивности теплоотвода на стабильность процесса литья методом непрерывного намораживания.

УДК 621.74.043

К вопросу искусственного охлаждения чугунного кокиля при получении тонкостенных отливок. Жмакин Н.П., Кравченко Е.В., Михайлова Л.М., Гурвич Э.А., Тюхай Г.Г. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 48--50.

Анализируются существующие методы охлаждения металлических форм, рассматривается способ интенсификации литья за счет искусственного охлаждения чугунного кокиля с помощью пароводяной смеси. - Ил.1. Библи. 3.

УДК 621.746.6

Инженерный метод расчета теплового режима при литье на-
мараживанием. Лосюк Ю.А., Калинин А.С., Никитин А.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 50--53.

Предложен инженерный метод расчета толщины намораживаемой корки, скорости роста корки, температуры рабочей поверхности кристаллизатора при литье на-мараживанием. - Ил. 2. Библи. 1.

УДК 621.746.6

Влияние высоты ванны расплава и температуры заливки на толщину и качество ленты. Калинин А.С., Лосюк Ю.А., Никитин А.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 53--55.

Экспериментально исследовано влияние высоты ванны на толщину намораживаемой корочки и влияние температуры заливки на качество наружной поверхности ленты. -- Ил. 2.

УДК 621.746.6

Теплофизические особенности формирования сложных отливок в кокиле. Есьман Р.И., Драченев В.Ф. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 55--58.

Теоретически и экспериментально изучен процесс теплопереноса в сопряжениях сложной отливки, формирующейся в кокиле. Предлагается методика приближенного расчета перетоков тепла в сложной отливке с учетом взаимного теплового влияния элементов, различающихся по массе и конфигурации. - Ил. 2.

УДК 621.746.6

Особенности механизма образования газового зазора при литье в кокиль. Жмакин Н.П., Есьман Р.И., Гурвич Э.А. "Металлургия", вып. 12, с. 58--59

Изучен механизм образования газового зазора в контактной зоне отливки и формы. Установлено взаимное влияние температурного поля отливки и формы, температурных деформаций и газового зазора в процессе литья в кокиль. - Ил. 2.

УДК 621.74.043

Экспериментальное исследование температурного поля кокиля при циклическом режиме. Кравченко Е.В., Качур Н.Н., Тюхай Г.Г. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 60--62.

Изучается и проводится анализ температурных полей заводского чугунного неохлаждаемого кокиля и кокиля с принудительным охлаждением внешней поверхности формы. Показано преимущество охлаждаемого кокиля по сравнению с кокилем неохлаждаемым. -Ил.2. Библ. 1.

УДК 621.746.6

Импульсный экспресс-метод определения теплофизических характеристик. Волкова Н.Е., Гафо Ю.Н., Куцер М.Я., Волков Ю.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 62--65.

Предложен метод расчета основных теплофизических характеристик с помощью измерения контактным импульсным экспресс-методом тепловых величин. - Библ. 1.

УДК 621.745.3:662.613.5

Сокращение вредных выбросов плавильных агрегатов. Неизвестный Н.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.65—67.

Рассмотрены методы сокращения пылегазовыделений вагранок и электропечей за счет оптимизации технологии и применения наиболее эффективных очистных систем.

УДК 662.613.5:621.745.34

Повышение эффективности работы мокрых пылеуловителей. Ровин Л.Е., Закерничный В.И., "Металлургия", 1978, вып. 12, с.67—68.

Излагаются методы и конструктивные особенности аппаратов мокрой очистки, повышающие эффективность пылеулавливания.

УДК 662.613.5:621.745.34

Проектирование систем очистки газовых выбросов плавильных отделений. Бревдо А.С., Мартынов Ю.Г. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 68—70.

Излагаются особенности проектирования систем очистки плавильных агрегатов в действующих цехах.

УДК 621.745.57—776

Пылегазовые выбросы при плавке стали в дуговых печах. Лекаш С.Н., Филипович А.П. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 70—71.

Методами дисперсного, химического, рентгеноструктурного и электронномикроскопического анализа исследованы изменения состава и свойств пылегазовых выбросов, выделяющихся от дуговых печей в процессе плавки стали.

УДК 621.745.57—776

Образование дисперсных частиц в плавильных агрегатах. Кулага Н.Е., Слуцкий А.Г., Филипович А.П., Федосов В.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 71—72.

Проведено исследование механизма образования дисперсных частиц пыли в плавильных агрегатах. Показано, что пыль имеет различную природу образования.

УДК 621.745.57-776

Влияние воздействия электрических полей на физико-химические свойства растворов поверхностно-активных веществ. Таболич А.Е., Дорошкевич Н.А., Чаус А.С. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.73--74.

Приведены результаты исследований физико-химических свойств растворов поверхностно-активных веществ, применяемых для пылеподавления, активированных электрическими полями. - Табл. 1.

УДК 007:621.74

Эффективность и качество в условиях замены механической обработки металлов металлургическими процессами. Вейник А.И., Шарипова М.К. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.74--78.

Предлагаются новые термодинамические критерии для определения количества информации и затраченной энергии, содержащихся в изделии. Эти критерии позволяют характеризовать эффективность и качество различных технологических процессов в единообразной, универсальной форме. - Табл.4. Библ.4.

УДК 541.123.81 :596.32.131

Об энергии связи влаги с ртутно-сурьмяным концентратом. Процкий А.Е., Шейман В.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.78--80.

Получено уравнение, устанавливающее взаимосвязь между энергией связи влаги с материалом и влажностью ртутно-сурьмяного концентрата. Показано, что при влажности материала менее 1,1% в процессе глубокой его сушки следует учитывать энергию связи влаги с материалом. - Ил.1. Библ.1.

УДК 669.15.018.258

Исследование влияния состава штамповых сталей на их разгаростойкость. Траймак Н.С. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 81--83.

Показано, что легирование стали вольфрамом или хромом повышает ее разгаростойкость. Особенно значительно в этом направлении влияет молибден. Легирование стали такими элементами, как алюминий, марганец, медь снижает ее разгаростойкость. - Ил.1. Библ.3.

УДК 539.2.539.122.7

Изучение фазовых превращений в Fe-Ni-Co сплаве методом ядерного гамма-резонанса. Белозерский Г.Н., Жилкин А.Г., Хазанов А.С., Химич Ю.П. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 83--86.

Изучаются процессы фазообразования в сплаве $58\text{Fe} + 25\text{Co} + 14\text{Ni} + 3\text{V}$. Отпуск холоднокатанных образцов приводит к распаду твердого раствора на α -фазу и γ -фазу. Количество γ -фазы увеличивается при повышении температуры отпуска и тем больше, чем выше степень дефектности исходного образца. Мессбауэровские данные, в том числе эмиссионные спектры, позволяют утверждать, что Co и Ni преимущественным образом входят соответственно в α и γ -фазы, - Ил.2. Библ.2.

УДК 669.14

Поведение поверхностных слоев инструментальных материалов в условиях высоких давлений и температур. Сигкевич М.В., Бельский Е.И., Пикуло В.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 86--88.

Рассмотрены структурные изменения в поверхностных слоях инструментальных сталей в процессе износных испытаний. Даны практические рекомендации по режимам термической обработки сталей с целью повышения износостойкости.

УДК 669.14.018.252.3

Выбор рациональных режимов газовой цементации быстрорежущих и теплостойких сталей. Худоков Р.Н., Левитан В.Б., Лапцевич Е.М., Гаврилова Т.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 88--91.

Приводятся результаты исследования газовой цементации, 950°C , быстрорежущей стали Р6М5 и теплостойкой -- 45ХЗВЗМФС. Цементация проводилась по обычной методике и с последующей изотермической выдержкой при указанной температуре. - Ил.3. Табл.2.

УДК 621.793.6

Диффузионное насыщение сталей хромом. Бабушкин Б.В., Махаров Д.М. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 92--93.

Приведены результаты диффузионного хромирования сталей 20ХНР, 40ХН, 20Х13 в алюминотермической смеси. Изучено влияние условий насыщения на глубину, фазовый состав и распределение микротвердости по глубине диффузионного слоя. -- Ил.1. Табл. 1. Библ. 3.

УДК 621.785.539(088.8)

К вопросу борирования из расплавленных солей. Крукович М.Г., Жерносеков В.С., Туров Ю.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.94--96.

Исследован процесс жидкостного безэлектролизного борирования с использованием в качестве восстановителя карбида кальция. Определены оптимальные температурно-временные параметры процесса насыщения. Исследована кинетика роста боридных слоев на сталях 45, У8, 5ХНВ, ШХ15, 3Х2В8. - Ил. 2. Табл. 1.

УДК 621.793.6

Борирование инструментальных сталей с нагревом ТВЧ. Фиштейн Б.М., Николаев В.Е., Ситкевич М.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.96--98.

Рассмотрены некоторые вопросы борирования штамповых сталей с нагревом ТВЧ. Приводится сравнительная износостойкость сталей после различных способов борирования и без диффузионного упрочнения. - Ил. 1. Библ. 1.

УДК 621.785.53

Фазовый состав и структура диффузионных цинковых покрытий. Пантелеенко Ф.И., Кухарев Б.С., Кошина С. И. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.98--101.

Рассмотрено влияние условий химико-термической обработки на строение диффузионных цинковых покрытий на углеродистых сталях. Исследован фазовый состав и структура покрытий и их изменение при термической обработке. - Табл. 1.

УДК 621.785.53

Диффузионное цинкование сталей в порошковых средах. Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.101--106.

Рассмотрены особенности механизма, кинетики формирования диффузионных цинковых покрытий на сталях в порошковых средах. Исследовано влияние легирующих элементов на толщину и структуру цинковых слоев. - Ил.4. Табл. 2. Библ. 5.

УДК 621.793,6

Диффузионное насыщение меди. Ляхович Л.С., Левченко Г.М., Ильюкевич М.М. "Металлургия", 1978, вып.12, с.106 — 107

Рассматриваются ферроалитирование, никельалитирование, никельсилицирование и карбоникелирование меди марки М1. Приведен фазовый состав и результаты испытания на жаро- и коррозионной стойкостью. - Табл. 1.

УДК 621.7.044,2

О влиянии предварительной температуры на прочность соединений, полученных сваркой взрывом. Беляев В.И., Девойно Д.Г., Касперович В.Б. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 107—109.

Показана целесообразность регулирования начальных технологических температур свариваемых материалов. -Ил.1.Библ.4.

УДК 621.762.04:669.017

Исследование некоторых механических свойств прокатанных из порошков лент дисперсно-упрочненных никеля и меди. Ложечников Е.Б., Баек М.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 110—115.

Определены зависимости предела прочности, относительного удлинения, длительной прочности и микротвердости от температуры испытания лент дисперсно-упрочненных никеля и меди. Показано, что эффект упрочнения увеличивается с ростом температуры нагрева. - Ил.4. Табл. 1. Библ. 4.

УДК 621.98.048

Влияние геометрии матрицы на процесс вытяжки на 2-ом переходе с радиальными ультразвуковыми колебаниями. Северденко В.П., Пащенко В.С., Василевич В.И. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.115—117.

Рассмотрено влияние угла конусности матрицы на вытяжку с радиальными ультразвуковыми колебаниями на последующих

переходах, а также определено его оптимальное значение. — Ил. 1. Табл. 1. Библ. 1.

УДК 621.774.372

Волочение труб из углеродистой стали с продольными ультразвуковыми колебаниями волоки. Северденко В.П., Степаненко А.В., Хан Дык Ким, Запорожченко В.С. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.117--119.

Приведены результаты исследований по безоправочному волочению труб из ст. 10 размером ϕ 30x1,5 мм в обычных условиях и с ультразвуком. Показано, что с увеличением интенсивности колебаний и уменьшением скорости волочения эффективность действия ультразвука повышается, а демпфирование продольных колебаний снижается. — Табл. 2.

УДК 621.774.372

Применение радиальных ультразвуковых колебаний при безоправочном волочении стальных труб. Степаненко А.В., Хан Дык Ким, Запорожченко В.С. "Металлургия", 1978, вып.12, с.119--122.

Исследовано влияние угла конусности волоки, интенсивности ультразвука и скорости протягивания на снижение усилия волочения труб диаметром 25 мм из сталей 10, 30 и X18H9T под действием радиальных ультразвуковых колебаний волоки и на величину демпфирования радиальных смещений инструмента. — Ил. 2. Табл. 1. Библ. 5.

УДК 621.9.7913

Вытяжка с предварительным нагревом в ультразвуковом поле. Скачко Ю.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.123--125.

Выявлено влияние нагрева на эффективность ультразвуковых крутильных колебаний. Установлено, что вытяжка с предварительным нагревом в ультразвуковом поле позволяет еще больше повысить предельную степень деформации. Нагрев заготовки в процессе деформации играет важную, хотя и не решающую роль в эффективности ультразвука. — Ил. 1. Библ. 3.

УДК 621.983

Ротационное выдавливание с применением ультразвуковых колебаний инструмента. Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 125--127.

Показаны возможности ультразвукового ротационного выдавливания с точки зрения снижения силовых факторов процесса и повышения точностных и качественных характеристик изделий. - Библ. 2.

УДК 621.77

Методика определения относительного динамического сопротивления деформированию с помощью ЭЦВМ при ударном деформировании коротких образцов. Чайка В.А. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 128--130.

Разработана методика определения относительного динамического сопротивления деформированию при жестком ударе о плиту коротких металлических образцов. Механизм развития пластической деформации предложен на основе дискретно-шагового метода; расчет динамического сопротивления ведется с помощью ЭЦВМ. -- Библ. 3.

УДК 621.771

Обработка металлов давлением нагретым инструментом. Сычев Н.Г. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 130--132.

Изложены основные преимущества обработки металлов давлением нагретым инструментом. Приведены результаты экспериментального исследования влияния температуры нагрева валков на усилие прокатки полос из алюминия, стали 08 КП, магниевого сплава МА3 стали X18H10T. - Ил. 1. Библ. 3.

УДК 621.961.01

О влиянии механических свойств материала на величину заусенца, образующегося при разделении тонколистовых металлов и фольги. Пашенко В.С., Любимов В.И. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 132--134.

Приводятся методика измерения высоты заусенца и экспериментальные данные о влиянии механических свойств материала на высоту заусенца, образующегося в процессе вырубки про-

бивки медной и стальной фольги толщиной 0,05 мм. - Ил.1.
Табл. 1. Библ.1.

УДК 531.781.2

Построение согласованного статистически допустимого поля напряжения за счет выбора функции упрочения. Вербичский Е.И., Евзиков А.Д. "Металлургия", 1978, вып. 12, с.134-137.

Приведен метод построения согласованного статистически допустимого поля напряжений по известной кинематике процесса путем выбора механической характеристики материала в узлах сетки линий скольжения. - Библ. 2.

УДК 621.981.3(088.8)

Регулирование расхода жидкости при гидравлическом формировании сильфонов на автоматической роторной машине. Добровольский И.Г., Жикленков В.К. "Металлургия", 1978, вып. 12, с. 137--139.

Описано устройство изменения расхода формующей жидкости при гидроформовке сильфона 22,5x4x0,1 - БрОФ 4-0,25 терморегулятора домашнего холодильника на автоматической роторной машине. - Ил.1.

УДК 621.883

Дефекты зубчатых колес и методы их восстановления. Кузьменков И.П., Шавский А.П., Корольков Д.И. "Металлургия", 1978, вып. 12. с. 139--145.

Дан анализ причинам, вызывающим износ и поломку зубчатых пар. Раскрыты различные методы ремонта зубчатых колес, а также дано описание нового способа восстановления зубчатых колес ротационным деформированием.

Технология восстановления зубчатых колес разработана в ИНДМаш АН БССР. - Ил. 4. Библ. 5.

Издательство "Вышэйшая школа" ежегодно осуществляет выпуск республиканских научно-технических сборников:

Автотракторостроение,
Автомобильный транспорт и дороги,
Водное хозяйство и гидротехническое строительство,
Машиностроение,
Машины и технология торфяного производства,
Научные и прикладные проблемы энергетики,
Порошковая металлургия,
Приборостроение,
Техника, технология, организация и экономика строительства,
Вопросы строительства и архитектуры
и других.

Объем каждого сборника 10 учетно-издательских листов.
Ориентировочная цена 1 р. 50 к.

Заказы на сборники следует направлять Управлению книжной торговли Государственного комитета Совета Министров БССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли по адресу:

220048, Минск, Парковая магистраль, 11.