

Министерство высшего и среднего специального образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного Знамени
политехнический институт

РЕСПУБЛИКАНСКИЕ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЕ СБОРНИКИ

МЕТАЛЛУРГИЯ

ВЫПУСК 15

Минск, "Вышэйшая школа", 1981

Главный редактор
В.С.Пашенко, кандидат технических наук

Редакционный совет:
И.И.Гардус, А.М.Дмитрович, Н.П.Жмакин, Е.Б.Ложечников, Л.С.Ляхович,
П.А.Пархутик, О.В.Роман, В.И.Харитонович, Д.Н.Худокормов
Ответственный за выпуск В.М.Королев

М $\frac{3100 - 018}{М304(05) - 81}$ 68 - 81 2601000000

© Издательство "Вышэйшая школа" 1981

Раздел I. ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.745.554.669

В.М.КОРОЛЕВ, О.А.БЕЛЫЙ, С.Н.ЛЕКАХ,
В.Л.ТРИБУШЕВСКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАВКИ ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БРИКЕТИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

В работах [1–3] установлено, что применение металлизированных железорудных окатышей в шихте ваграночной плавки повышает стабильность и уровень свойств выплаваемого чугуна. Вместе с тем процесс плавки окатышей в вагранке имеет ряд металлургических особенностей, обусловленных гранулометрическим и химическим составом нового шихтового материала. Наличие окислительной атмосферы в шахте вагранки, развитая поверхность контакта окатышей с газовой фазой (вследствие их малых размеров и высокой пористости) не только не способствует довосстановлению присутствующих в металлизированной шихте окислов железа, но вызывают интенсивное развитие процессов вторичного окисления окатышей и повышенный угар химических элементов в составе чугуна.

Одним из способов защиты окатышей от окисления при плавке является предварительное науглероживание их до 2–2,5% С в процессе металлизации [3]. Однако наибольший интерес представляет процесс предварительного брикетирования металлизированного сырья, позволяющий значительно повысить эффективность его использования. Введение в состав брикетов восстановителя создает благоприятные условия для предотвращения повторного окисления окатышей и довосстановления окислов железа.

Авторами работы предложен новый способ холодного брикетирования окатышей с дешевым восстановителем, в качестве которого используется не утилизируемый в литейных цехах отсев кокса. Производство брикетов может быть организовано на серийном прессовом оборудовании в любом литейном цехе.

При оптимизации состава брикета исходили из достижения максимальной прочности в условиях комнатной и повышенных температур, а также максимального содержания в нем металлизированного компонента. Из результатов исследований, приведенных на рис. 1, следует, что ввод окатышей

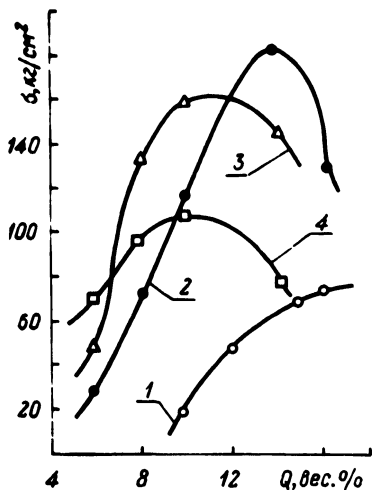


Рис. 1. Влияние добавки жидкого стекла (Q) на прочность (σ) брикетов: 1 — коксовый; 2, 3, 4 — с добавкой 30%, 50, 70% окатышей соответственно.

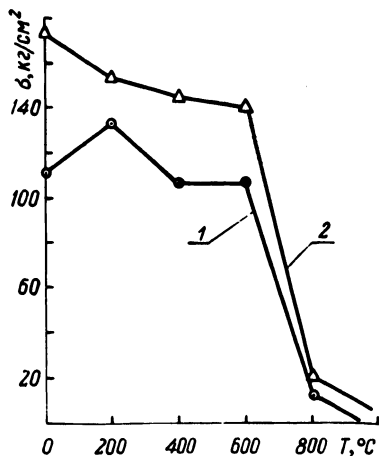


Рис. 2. Влияние давления прессования и температуры на прочность брикетов: 1, 2 — давление прессования 200 кг/см² и 400 кг/см² соответственно.

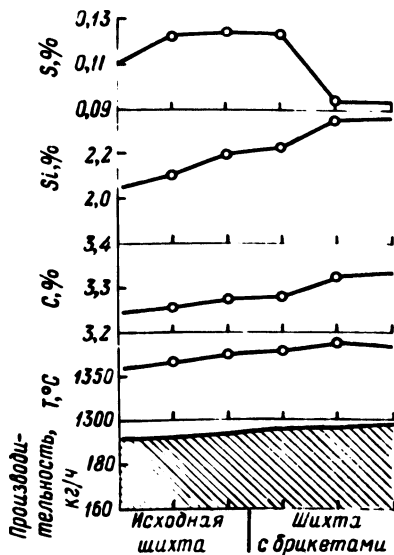


Рис. 3. Влияние добавки в шихту брикетированных металлизированных окатышей на параметры вакуаночной плавки и химический состав чугуна.

резко увеличивает прочность коксовых брикетов. Оптимальный расход огнеупорной связки (жидкого стекла) при этом снижается до 8–10%. Теоретический расчет процесса довосстановления окислов железа, содержащихся в окатышах со степенью металлизации 80–90%, показывает, что в составе брикетов достаточно иметь 12% восстановителя (коксовой мелочи). Однако исходя из условия заполнения объема пор между окатышами необходимо вводить не менее 20–30% коксовой мелочи, играющей роль наполнителя. Установлена также целесообразность добавки в состав брикета десульфуратора. Таким образом, разработанный брикет содержал 70% металлизированных окатышей, 25% коксовой мелочи, 5% известняка, 8–10% жидкого стекла (сверх 100%).

Большое значение в ваграночной плавке имеет термическая прочность брикетов. В процессе загрузки в вагранку и продвижения по шахте брикеты подвергаются значительному сжатию и истиранию при непрерывно повышающейся температуре. Исследования показали, что брикетированные металлизированные окатыши обладают удовлетворительной прочностью на сжатие до температуры 1000–1100°C. При более высоких температурах брикеты теряют свою прочность и подвергаются пластическому разрушению.

Увеличение давления при прессовании от 200 до 400 кг/см² приводит к повышению холодной прочности брикетов, однако в области высоких температур указанные свойства практически не улучшаются (рис. 2).

На основании полученных данных была отработана технология брикетирования металлизированных окатышей из Лебединского концентрата с содержанием 87% Fe_{общ}, 80% Fe_{мет}, 1,5% С. Полученные брикеты вводились в состав ваграночной шихты в количестве 30% взамен стального лома. При этом расход кокса уменьшался на величину коксовой мелочи, внесенной с брикетами. Основные результаты плавки свидетельствуют о том, что добавки в шихту брикетированных окатышей способствуют повышению производительности плавильного агрегата и температуры жидкого металла (рис. 3). Содержание углерода и кремния в сплаве при этом существенно не меняется, что в совокупности с материальным балансом плавки свидетельствует о полном довосстановлении содержащихся в окатышах окислов железа. Положительным результатом плавки чугуна с применением брикетированных окатышей является снижение на 20–25% содержания серы в сплаве. Последнее определяется повышенной десульфорирующей способностью ваграночного шлака, обогащенного продуктами разложения жидкого стекла.

Таким образом, использование в составе ваграночной шихты брикетированных металлизированных окатышей позволило улучшить технико-экономические показатели ваграночной плавки и качество чугуна, утилизировать отсев кокса, а также создаст предпосылки для эффективного использования окатышей с пониженной степенью металлизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Перспективы применения металлизированных железорудных окатышей для плавки чугуна/Д.Н.Худокормов, Г.В.Губин, В.М.Королев и др. — Литейное производство. М., 1977, № 5. 2. Получение ковкого чугуна с использованием металлизированных окатышей/Г.В.Гордейчик, О.А.Белый, С.Н.Леках и др. — В сб.: Металлургия, Минск, 1978, вып. 12. 3. Процесс плавки металлизированных железорудных окатышей в вагранке/С.Н.Леках, О.А.Белый, И.Ф.Дворниченко и др. — Изв.вузов. Черная металлургия. М., 1978, №1.

УДК 621.745.57—776

А.Г.СЛУЦКИЙ, С.Н.ЛЕКАХ, Е.И.ШИТОВ,
Г.Ф.АНДРЕЕВ, С.С.БОРОДУК

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СЕРЫХ ЧУГУНОВ

Применение низколегированных серых чугунов, содержащих до 0,5% легирующего компонента, позволяет повысить прочность и износостойкость машиностроительных отливок без существенного изменения их стоимости, дополнительных капитальных вложений и корректировки существующего технологического процесса производства литья. В последние годы для указанной цели широкое применение находят добавки хрома, никеля, титана, ванадия и других элементов.

С целью определения сравнительной эффективности влияния различных легирующих элементов на структуру и свойства чугуна выплавляли синтетические Fe—C—Si сплавы из особо чистых шихтовых материалов, а также технические чугуны на базе литейного чугуна ЛКЗ и стального лома. Карбонильное железо, реакторный графит и полупроводниковый кремний сплавляли в силитовой печи в атмосфере аргона. Плавку технических чугунов проводили в индукционной печи с кислой футеровкой. Испытания на износостойкость осуществляли в режиме сухого трения скольжения.

На рис. 1, а приведено влияние V, Cr, Ti, Ni на твердость синтетического сплава железа, содержащего 3,5% углерода и 1,8% кремния. Практически все исследованные элементы повышают твердость чугуна. Однако самым эффективным является ванадий. В среднем на каждые 0,1% добавки ванадия твердость возрастает на 15 единиц НВ. Для хрома эта величина составляет в среднем 8—9 единиц НВ, титана 5—6 единиц НВ. Никель при небольших добавках до 0,1% снижает твердость, а дальнейшее увеличение добавки приводит к росту данного показателя. Металлографическим анализом установлено, что исследованные легирующие элементы оказывают существенное влияние на структуру сплавов.

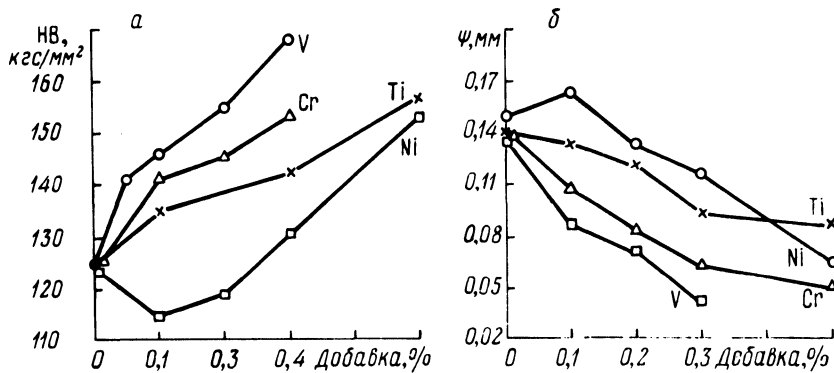


Рис. 1. Влияние ванадия, хрома, титана и никеля на твердость (а) и износостойкость (б) синтетического чугуна.

Таблица 1

Легирующий элемент	Величина добавки, %	Свойства			
		$\sigma_{п'}$, кгс/мм ²	$\sigma_{в'}$, кгс/мм ²	НВ, кгс/мм ²	Отбел, мм
Исходный чугун	—	40	16	170	10
Ванадий	0,1	44	19	189	12
	0,2	46	22	207	15
	0,3	50	23	227	18
Хром	0,1	43	18	186	13
	0,2	45	21,5	200	16
	0,3	48	22	220	19
Никель	0,1	42	16,5	174	8
	0,2	43	18,5	180	10
	0,3	43	19	182	10
Титан	0,1	44	18	177	12
	0,2	46	19	183	14
	0,3	44	20	198	14

Ванадий измельчает графитные включения, увеличивает количество аустенита. Твердость чугуна, легированного ванадием, повышается за счет легирования феррита, а также увеличения количества перлита. Хром влияет на микроструктуру чугуна аналогично ванадию, но в меньшей степени, чем последний. Никель практически не измельчает графит и не оказывает существенного влияния на первичный аустенит. Небольшие добавки никеля вызывают графитизирующий эффект. Добавки титана резко измельчают графитные включения, не изменяя при этом количество феррита.

Износостойкость синтетических сплавов с добавками исследованных легирующих элементов представлена на рис. 1,б. Наиболее износостойким является чугун, легированный ванадием, причем 0,1% ванадия повышает износостойкость чугуна на 20%. По эффективности влияния на износостойкость исследованные элементы можно расположить в следующий убывающий ряд: ванадий, хром, титан, никель.

Результаты исследований влияния легирующих элементов на свойства промышленных сплавов представлены в табл. 1.

Исследованные элементы повышают механические характеристики промышленного чугуна. Добавки ванадия и хрома повышают предел прочности при изгибе на 25 и 20%, предел прочности при разрыве на 40 и 35%, твердость на 30 и 28% соответственно. При этом возрастает склонность чугуна к отбелу. Никель и титан в меньшей степени повышают прочность и твердость чугуна, однако величина отбела при этом не возрастает.

Микроструктурный анализ промышленных чугунов показал, что из всех исследованных элементов ванадий наиболее сильно влияет на первичную кристаллизацию аустенита, эвтектическое и эвтектоидное превращения, а в меньшей степени — хром. Титан резко измельчает включения графита при концентрации его в сплаве от 0,08 до 0,2%. Добавки в серый чугун при комплексном легировании ванадия и титана в количестве 0,15% и 0,08% соответственно позволяют повысить на 1–2 марки свойства чугуна. Это может быть осуществлено путем введения в шихту от 10 до 70% природнолегированных перделельных чугунов, выплавленных из титаномагнитовых руд Качканарского горнообогатительного комбината. Промышленные испытания комплекснолегированных чугунов показали, что при незначительных затратах на легирование износостойкость чугунных отливок повышается на 20–50% в зависимости от условий эксплуатации.

Д.Н.ХУДОКОРМОВ, В.М.КОРОЛЕВ, М.Н.МАРТЫНЮК,
Г.Т.ДУДАРЧИК, М.М.БОНДАРЕВ, С.В.ДОРОЖКО

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Загрязненность промышленных чугунов примесями — деглобуляризаторами затрудняет получение качественных отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧШГ) и является одной из причин, сдерживающих рост их производства. Большой научный и практический интерес для модифицирования чугуна представляет использование комплексных присадок, в состав которых входят компоненты, рафинирующие расплав, нейтрализующие вредное влияние примесей и сфероидизирующие включения графита.

В работе исследовали процесс получения качественных отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом на базе промышленных высокоуглеродистых сплавов железа с использованием комплексных модификаторов, содержащих 40–60% кремния, 8–20% кальция, 2–6% магния, 1–12% церия, остальное железо. Модификаторы с различным соотношением принятых компонентов выплавляли в лабораторных условиях путем сплавления ингридиентов.

Чугун состава 3,1–3,5% С, 2,4–2,6% Si, 0,3–0,6% Mn, 0,02–0,08% S, 0,08–0,17% P и 0,1–0,2% Cr выплавляли в индукционной печи ЛПЗ–67В. В качестве шихты применяли чушковые литейные чугуны — 60%, чугунный лом — 30%, стальной лом — 10% и ферросплавы. Лигатуру в чистом виде и в смеси с 0,8–1,0% плавикового шпата марки Ф75 вводили под струю металла при температуре 1400–1410°C.

Оптимальный состав модификатора определяли методом математического планирования эксперимента Бокса–Уилсона [1].

Исследованиями установлено, что наиболее эффективна обработка чугуна модификатором, содержащим 40–45% Si, 10–16% Ca, 4,0–5,0% Mg, 7,0–7,5% Ce в смеси с 0,8–1,0% плавикового шпата. Процесс модифицирования отличается хорошей технологичностью и обеспечивает стабильное получение ЧШГ с высокими механическими свойствами.

Эффект действия модификатора проверяли на чугунах до- и заэвтектических составов с различным содержанием серы. Исследования показали, что комплексный модификатор позволяет получать шаровидную форму графита в чугуне в широком диапазоне углеродного эквивалента (3,6–5,0%). Графит правильной шаровидной формы образуется в чугунах заэвтектического состава. При этом число включений снижается за счет укрупнения их размеров. Увеличение количества феррита в виде оторочки вокруг глобулей

графита приводит к некоторому снижению прочности и твердости, но повышает пластичность чугуна в литом состоянии (рис. 1).

Обработка чугуна комплексным модификатором в количестве 2,5% снижает содержание в сплаве серы с 0,076 до 0,017%, кислорода с 0,0046 до 0,0016% и азота с 0,0081 до 0,0064%.

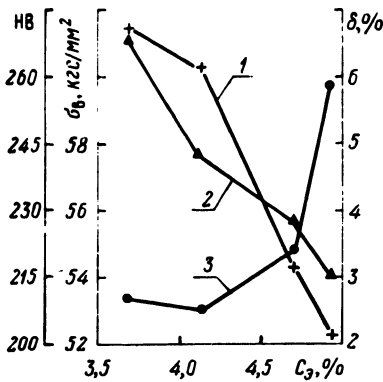


Рис. 1. Влияние химического состава на механические свойства высокопрочного чугуна:
1 — σ_B ; 2 — HV; 3 — δ .

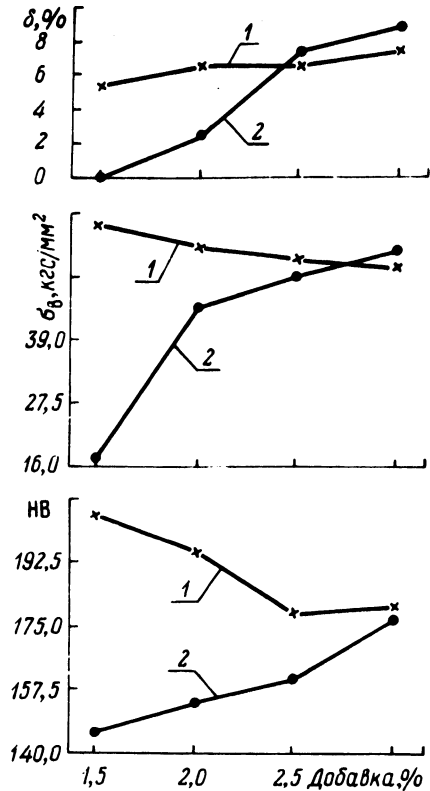


Рис. 2. Влияние количества вводимого модификатора на механические свойства чугуна:
1 — 0,02%S; 2 — 0,08%S.

Расход модификатора зависит в основном от содержания серы в исходном чугуне и скорости охлаждения сплава при затвердевании (толщины стенки отливки). При содержании серы в расплаве 0,02% шаровидную форму графита и высокие прочностные характеристики чугуна обеспечивает введение 1,5% модификатора. В чугуне с содержанием 0,08% S расход его увеличивается в 1,5–2,0 раза (рис. 2). Шаровидная и компактная форма графита стабильно получается при остаточном содержании $Mg_{ост} = 0,01–0,02\%$.

В литейном цехе серого чугуна Минского автозавода по разработанной технологии из высокопрочного чугуна изготовлена опытно-промышленная партия отливок номенклатуры цеха ковкого чугуна и сталелитейного цеха. Развес отливок находится в пределах от 0,8 до 40 кг с толщинами стенок 10–50 мм. Исходный чугун состава С – 3,22%, Si – 1,90%, Mn – 0,55%, S – 0,064%, P – 0,109% получали дуплекс-процессом вагранка – дуговая электропечь. Обработку расплава комплексным модификатором производили в раздаточном ковше емкостью 1,7 т при температуре металла 1430°С. Химический состав чугуна после модифицирования: С – 2,88%, Si – 3,13%, Mn – 0,45%, S – 0,012%, P – 0,117%, Cr – 0,10%, Ni – 0,20%, Ti – 0,05%,

Т а б л и ц а 1. Стендовые испытания отливок из высокопрочного чугуна

Наименование детали	Вид испытаний	Образец	
		серийный	опытный
500 – 3105071А	Статическая прочность, кгс	7400	9300
Седло запасного колеса 500–2912444	”	49700	53000
Кронштейн задней рессоры (передний) 500–2912447	”	28700	31450
Кронштейн задней рессоры (задний) 500А–3103015	”	64700	81400
Ступица переднего колеса 500–1001049В	”	15300	16750
Опора рессоры передней 500–1001042А	Усталостная прочность, кгс $P_{\max} - 3 \text{ т}; P_{\min} - 2 \text{ т}$	5176	12700
Опора рессоры задней 500–2912444	Статическая прочность, кгс	8130	11600
Кронштейн задней рессоры (передний) 500–2912447	Усталостная прочность, кгс $P_{\max} - 2 \text{ т}, P_{\min} - 1 \text{ т}$	462	1128
Кронштейн задней рессоры (задний)	Нагружение на внутреннюю проушину, кгс	7800	8330
	Нагружение на наружную проушину, кгс	6450	9400
	Нагружение на внутреннюю проушину, кгс	5500	10100
	Нагружение на наружную проушину, кгс	3920	6300

П р и м е ч а н и е. Серийные отливки 500–2912444 и 500–2912447 изготовлены из стали 40Д, а остальные – из ковкого чугуна КЧ37–12.

$Mg_{ост} - 0,022\%$. Расход комплексного модификатора составлял 2,5% и плавикового шпата 1,0% от веса расплава.

Металлографические исследования показали, что микроструктура чугуна состоит из графита шаровидной и компактной формы типа $G_{ф}10-G_{ф}13$, перлита П45, феррита $Fe55$, цементита ЦП1000Ц2. Наличия участков скопления сульфидов и других неметаллических включений в структуре не обнаружено.

Механические характеристики определяли на стандартных образцах, вырезанных из трещиноватых проб и непосредственно из отливок. В литом состоянии чугун имел следующие показатели механических свойств: $\sigma_B = 51,7 - 68,4$ кгс/мм², $\delta = 2,0-2,7\%$, $HV = 197-229$.

После термической обработки тонкостенного литья (низкотемпературного отжига) и механической обработки отливки проходили стендовые испытания в экспериментальном цехе. Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Из результатов проведенных исследований следует, что применение комплексного модификатора для обработки чугуна обычного ваграночного состава позволяет получать качественные отливки из высокопрочного чугуна, превосходящие по показателям прочности аналогичные отливки из ковкого чугуна марки КЧ37-12 и не уступающие стали 40Л. ЧШГ не обладает в принятом для исследования перечне отливок склонностью к образованию в отливках черных пятен, характерных для магниевого высокопрочного чугуна. Это исключает необходимость предварительной обработки расплава специальными рафинирующими добавками.

Разработанный процесс может быть рекомендован для серийного производства отливок из высокопрочного чугуна при использовании чугунов обычной ваграночной плавки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Н а л и м о в В.В., Ч е р н о в а Н.А. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. — М.: Л., 1965.

УДК 669.14

В.Ф.СОБОЛЕВ, А.С.ЧАУС, А.П.ДУБКО

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТОГО ИНСТРУМЕНТА

Настоящая работа посвящена изучению возможности более широкого использования литой быстрорежущей стали. Исследованы основные свойства и характер разрушения литой быстрорежущей стали Р6М5К5 электрошлакового переплава после закалки и отпуска.

Таблица 1

Быстрорежущая сталь Р6М5К5	Твердость HRC	Теплостойкость, °С (HRC 60)	Прочность $\sigma_{изг}$, Па	Вязкость α , Дж м ²
Литая (ЭШП)	65	630	185×10^7	4×10^4
Кованая	65,5	630	320×10^7	26×10^4

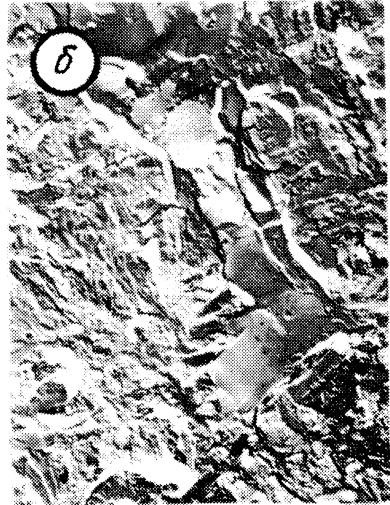
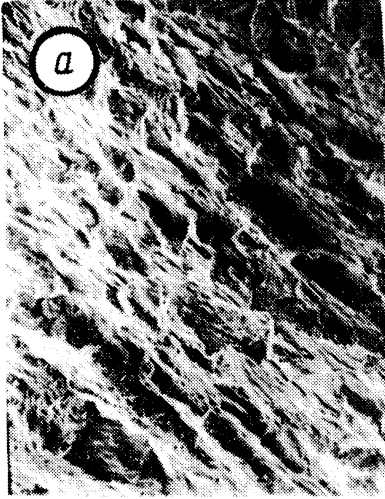


Рис. 1. Поверхность разрушения литой быстрорежущей стали Р6М5К5 ЭШП закалки и отпуска: а — общая картина разрушения (Х200); б) — внутризеренное разрушение (Х5000); в — межзеренное разрушение (Х500).

Из слитка отожженной стали диаметром 200 мм вырезали образцы для определения показателей механических свойств и подвергали их термообработке по общепринятым режимам для стали Р6М5К5.

Результаты испытаний стали Р6М5К5 электрошлакового переплава приведены в табл. 1 в сравнении со свойствами ковальной стали.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что теплостойкость стали электрошлакового переплава не уступает ковальной, но прочность и ударная вязкость у нее ниже.

Был изучен характер разрушения исследуемой стали с целью установления связи между состоянием поверхности излома и полученным значением ударной вязкости. На сканирующем и просвечивающем электронных микроскопах изучали изломы ударных образцов. Первый позволил изучать непосредственно поверхность излома при малых увеличениях, что обеспечило возможность наблюдения общей картины разрушения (рис. 1, а).

Высокая разрешающая способность просвечивающего электронного микроскопа позволила приблизиться к изучению более тонкого строения изломов.

Исследование изломов показало, что для литой стали преобладающим является внутризеренное разрушение, которое применительно к закаленному и отпущенному мартенситу получило наименование "квазиотрыва" [1]. Основную часть поверхности излома составляют квазиотрывные фасетки с небольшим количеством фасеток скола карбидов (рис. 1,б). В случае межзеренного разрушения для поверхности излома характерно в основном наличие фасеток скола карбидов с тонким ручьистым узором. Разрушение происходит по карбидной фазе (рис. 1,в).

По характеру разрушения косвенно можно судить о том, что энергоемкость его в случае литого металла мала и ударная вязкость имеет относительно низкое значение. Но достигаемый ею уровень может обеспечить нормальную работу многим типоразмерам реального литого инструмента. Однако при выборе его номенклатуры необходимо строго учитывать условия работы. В более спокойных условиях работают концевые фрезы с неравномерным окружным шагом зубьев. Такое расположение зубьев хорошо гасит вибрации, создающие ударные нагрузки.

Благоприятные условия для применения литого инструмента создаются при чистовых работах. Хорошо себя зарекомендовали литые фасонные фрезы, зенкера и сверла большого диаметра. Для них на первое место среди важнейших показателей выступает уже не ударная вязкость, а износостойкость.

При подготовке настоящей работы проведены стойкостные испытания червячных фрез диаметром 180 мм и концевых фрез диаметром 220 мм, вырезанных из литых заготовок, полученных электрошлаковым переплавом заводских отходов быстрорежущей стали Р6М5К5. Они показали, что стойкость литого инструмента в этом случае не уступает стойкости ковальной.

Вместе с тем при переходе на литые заготовки появляются резервы экономии металла и снижение трудоемкости изготовления инструмента.

Это свидетельствует о том, что при правильном выборе области применения литая сталь не только уступает кованой, но и имеет по сравнению с нею даже преимущества.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б и ч е м К.Д., П е л л у П.М. Электронная фрактография — средство изучения микромеханизма процессов разрушения. — В кн: Прикладные вопросы вязкости разрушения. М., 1968.

УДК 669.14

В.Ф.СОБОЛЕВ, А.С.ЧАУС, А.П.ДУБКО

УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ ЛИТОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

В настоящей работе проведено исследование влияния легирующих элементов на ударную вязкость и другие свойства литой быстрорежущей стали Р6М5К5, которые определяют стойкость металлорежущего инструмента.

Исследование проводилось на образцах, отлитых в графитовый кокиль. Графитовый кокиль перед заливкой подогревался до температуры 300°С. Выплавка всех исследуемых составов сталей проведена в высокотемпературной электрической печи с графитовым нагревателем. После отливки и выбивки образцы подвергались изотермическому отжигу при температуре 850°С в течение двух часов с последующей изотермической выдержкой при температуре 700°С в течение 4 ч. До 500°С образцы охлаждались с печью, а затем на воздухе.

После отрезки прибыльной части и предварительной механической обработки образцы подвергались термообработке по стандартному режиму. Механические свойства и теплостойкость исследовали по методике [1]. Определение количества остаточного аустенита проводилось на рентгеновском дифрактометре "Дрон-2" в Co-излучении.

В табл. 1 показано влияние легирующих элементов на механические свойства, теплостойкость и количество остаточного аустенита (в закаленном состоянии) литой быстрорежущей стали Р6М5К5 (ГОСТ 19265—73). В конце табл. 1 приведены свойства стали без легирующих добавок.

Анализ экспериментальных данных показывает, что при введении бора твердость стали после закалки несколько увеличивается и остается примерно одинаковой во всем диапазоне легирования. Устойчивость остаточного аустенита стали с бором ниже, но растет с увеличением содержания бора.

Таблица 1

Элемент	Содержание, %	Закалка		Отпуск		Теплостойкость HRC (620°С, 4 ч)
		твёрдость HRC	остаточный аустенит, %	твёрдость HRC	ударная вязкость, Дж/м ²	
В	0,1	64,35	3	65,00	1,96 x 10 ⁴	61,35
	0,3	64,25	7,20	65,95	2,94 x 10 ⁴	61,90
	0,6	64,35	12,35	66,15	6,76 x 10 ⁴	63,50
Се	0,1	65,30	16,00	66,10	10,78 x 10 ⁴	58,25
	0,3	65,00	17,60	66,00	6,76 x 10 ⁴	59,50
	0,6	64,65	9,30	65,15	3,88 x 10 ⁴	60,00
РЗМ	0,1	65,00	6,90	65,60	14,17 x 10 ⁴	60,90
	0,3	64,65	3,50	64,70	11,27 x 10 ⁴	59,30
	0,6	64,55	3	65,60	15,19 x 10 ⁴	57,70
Ni	0,1	64,80	14,40	66,00	13,23 x 10 ⁴	58,70
	0,3	64,55	8,00	65,45	12,74 x 10 ⁴	58,00
	0,6	64,00	12,10	65,50	11,27 x 10 ⁴	57,15
Р6М5К5		63,50	16,3	65,35	9,8 x 10 ⁴	61,00

Увеличение количества Се в стали незначительно уменьшает твердость ее после закалки и отпуска. Добавки 0,1% и 0,3% Се не изменяют устойчивость остаточного аустенита стали Р6М5К5, а введение 0,6% Се резко снижает его устойчивость. Ударная вязкость снижается, а теплостойкость растет при увеличении содержания Се.

По мере увеличения вводимого количества РЗМ в сталь твердость и количество остаточного аустенита после закалки уменьшается. Наибольшее значение ударной вязкости и твердости сталь имеет после отпуска при введении 0,1% и 0,6% РЗМ. Теплостойкость стали снижается с увеличением содержания РЗМ.

Повышение содержания Ni в стали снижает все рассматриваемые характеристики, причем теплостойкость значительно ниже стали Р6М5К5, а ударная вязкость выше.

Таким образом можно сделать вывод, что с целью повышения механических свойств литой быстрорежущей стали Р6М5К5 целесообразно вводить добавки Се, РЗМ в количестве 0,1%, а Ni в количестве 0,1–0,3%. Теплостойкость стали весьма существенно возрастает при введении 0,6% В.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. — М., 1975.

А.М.ГАЛУШКО, В.П.ТИМОШЕНКО, Б.М.НЕМЕНЕНОК,
Г.В.ДОВНАР, А.К.АКУНЕЦ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВТОРИЧНОГО ЧУШКОВОГО СПЛАВА АК9 НА СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

Силумины электротермического способа производства отличаются повышенным газосодержанием и низкой пластичностью [1], что ограничивает область их применения. С целью улучшения качества этого перспективного сплава в работе [1] предлагается вводить в расплав электротермического силумина медь или вторичный чушковый сплав АК9 в качестве медьсодержащего вещества.

Определение оптимального количества в шихте сплава АК9, обеспечивающего наиболее высокие пластические свойства отливок на основе электротермического силумина, проводилось на опытных плавках силумина с различным количеством вторичного сырья. Металл каждой плавки подвергался контролю по механическим свойствам, газосодержанию, жидкотекучести, неметаллическим включениям и химическому составу. Кроме того, определялись величина переохлаждения при эвтектическом превращении, характер распределения усадочной раковины и скорость коррозии. Результаты исследований приведены в табл. 1,2.

Из табл. 1 видно, что введение вторичного сплава АК9 в электротермический силумин оказывает положительное влияние на механические свойства

Т а б л и ц а 1. Влияние величины добавок вторичного сплава АК9 на свойства электротермического силумина

Добавка сплава АК9, вес. %	Жидкотекучесть, мм	Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %	Скорость коррозии, г/м ² ·ч	Газосодержание, см ³ /100г	Величина переохлаждения, °С
Исходный сплав СИЛ-2ДАЗ	500	21,8	3,0	0,025	0,28	4,1
6	490	22,0	4,0	0,026	0,285	7,3
10	480	22,4	4,2	0,028	0,295	5,9
15	470	22,3	4,0	0,030	0,30	4,3
20	460	22,2	3,5	0,032	0,32	4,9

ва. Максимальная величина прочности и пластичности получается при добавке в сплав 10% вторичного сплава АК9. Использование в шихте вторичного сырья снижает коррозионную стойкость, уменьшает жидкотекучесть металла и увеличивает в нем содержание водорода.

Снижение коррозионной стойкости происходит в результате насыщения сплава медью и железом (табл. 2), а также загрязнения газами. Более низкая жидкотекучесть расплава связана, очевидно, с уменьшением содержания кремния и снижением его чистоты.

Вторичный чушковый сплав АК9 влияет на процесс кристаллизации электротермического силумина. Это проявляется в увеличении переохлаждения жидкого металла при эвтектическом превращении. Причем максимальное переохлаждение получается при добавке 6% вторичного сплава АК9 ($\Delta t = 7,3^{\circ}\text{C}$). Содержание меди в таком сплаве составляет 0,08%. Исследование характера распределения усадочной раковины показало, что введение в электротермический силумин до 10% вторичного сплава АК9 способствует увеличению сосредоточенной усадочной раковины и снижению рассеянной усадочной пористости при некотором росте величины общей усадки. Такое изменение видов объемной усадки связано с положительным влиянием меди на кристаллизацию эвтектики. Под действием этого элемента в результате торможения процесса кристаллизации в начальный период происходит образование значительного количества центров кристаллизации и измельчение первичного зерна. Этим устраняется дендритный рост кристаллов и образование междендритных разобщенных зон жидкости. В этих зонах, изолированных кристаллами, и образуется газоусадочная пористость.

С увеличением добавок вторичного сплава более 10% решающую роль в формировании усадочной раковины начинает оказывать повышенная загрязненность металла медью, железом, окисными включениями и газами. Места расположения этих включений являются центрами образования газоусадочной рассеянной пористости.

Т а б л и ц а 2. Влияние добавок вторичного сплава АК9 на химический состав электротермического силумина

Добавка сплава АК9, вес. %	Содержание элементов, вес. %				
	Si	Mn	Fe	Cu	Mg
Исходный сплав СИЛ-2 ДАЗ	12,6	0,40	0,60	0,01	0,02
6	12,3	0,39	0,62	0,08	0,03
10	12,0	0,38	0,65	0,15	0,04
15	11,5	0,35	0,70	0,20	0,08
20	11,0	0,33	0,75	0,28	0,10

Проведенный анализ свойств и составов исследованных сплавов позволяет заключить, что для рационального использования вторичных шихтовых материалов и снижения стоимости сплавов в электротермический силумин целесообразно вводить медь в виде медьсодержащего вторичного сплава АК9 в количестве 10%. Это способствует переходу в расплав примерно 0,15% меди и обеспечивает высокие механические свойства электротермического силумина. Однако для повышения коррозионной стойкости и снижения газосодержания необходимо дополнительно проводить рафинирование расплава.

Обработка расплава электротермического силумина с добавкой 10% вторичного чушкового сплава АК9 гексахлорэтаном в количестве 0,16% не приводит к изменению характера распределения усадки, однако существенно уменьшает газосодержание (с 0,295 до 0,175 см³/100 г). Дополнительная обработка сплава универсальным флюсом способствует более глубокой очистке металла и уменьшению усадочной пористости.

Последний вариант рафинирования можно рекомендовать для промышленного использования в цехах машиностроительных предприятий для изготовления качественных отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г а л у ш к о А.М., Н е м е н е н о к Б.М. О возможности улучшения свойств электротермического силумина. — В сб.: Металлургия. Минск, 1979, вып. 13.

УДК 621.74.043:669.715

А.М.ГАЛУШКО, Б.М.НЕМЕНЕНОК, Г.В.ДОВНАР,
А.К.АКУНЕЦ

О ВЛИЯНИИ НЕКОТОРЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ СИЛУМИНА

Промышленные силумины электротермического способа производства всегда содержат примеси титана, ванадия, циркония и кальция. С целью изучения влияния перечисленных постоянно присутствующих элементов на процесс кристаллизации эвтектического силумина готовился сплав из полупроводникового кремния и алюминия марки А995. Для исследования особенностей процесса кристаллизации силуминов снимались кривые охлаждения и определялась величина переохлаждения при эвтектическом превращении. За величину переохлаждения принималась разница между температурой кристаллизации эвтектики системы Al—Si в равновесных условиях и температурой начала кристаллизации эвтектики в исследуемых сплавах. Результаты исследований представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Влияние добавок Ti, V, Zr и Ca на величину переохлаждения ($\text{в } ^\circ\text{C}$) при эвтектическом превращении сплава Al + 11,7% Si

Величина добавки, вес. %	Элемент				
	без добавок	титан	ванадий	цирконий	кальций
Исходный сплав	7,0	—	—	—	—
0,05	—	5,9	6,8	5,9	6,8
0,10	—	3,8	5,9	5,0	6,2
0,20	—	3,5	3,5	3,2	5,9

Как видно из табл. 1, микролегирование силумина Ti, V и Zr в количестве 0,05–0,20% уменьшает переохлаждение при эвтектическом превращении. Для титана величина изучаемой характеристики при вводе его в расплав в количестве 0,05 и 0,2% составляет 5,9 и 3,5 $^\circ\text{C}$ соответственно. Обработка расплава добавками этих элементов не приводит к изменению формы и размеров включений эвтектического кремния. Данные элементы влияют только на размер первичных зерен α -твердого раствора кремния в алюминии, измельчая их за счет образования дополнительных центров кристаллизации в виде интерметаллидов TiAl_3 , ZrAl_3 и VAl_{11} .

Кальций в исследованных пределах не оказывает заметного влияния на кристаллизацию эвтектического кремния. На величину переохлаждения добавки кальция действуют подобно титану, но значительно слабее. Полученные по кальцию результаты несколько не соответствуют выводам работы [1]: действие этого элемента на кристаллизацию эвтектики имеет много общего с влиянием натрия, лития и калия. Возможно, полученное расхождение объясняется различными условиями проведения опытов.

В настоящее время число элементов, о действии которых на структуру алюминиево-кремниевых сплавов имеются сведения в литературе, приближается к 40.

Для уточнения механизма влияния некоторых добавок в настоящей работе проводились исследования на высокочистых силуминах с содержанием кремния 8 и 16%. Опыты с двумя составами силумина должны были более достоверно определить структурную составляющую эвтектики, на формирование которой эффективно действует вводимая присадка. Исследовались добавки стронция, иттрия, меди и европия. Выбор указанных элементов обусловлен тем, что в отношении стронция, иттрия и меди мнения многих исследователей расходятся, а европий в чистом виде еще не вводился в силумины.

Микролегирование доэвтектического силумина стронцием, иттрием, европием и медью не изменяет характера кривой охлаждения и температуру начала первичной кристаллизации α -твердого раствора при увеличении добавки анализируемых металлов от 0,05 до 0,2%. Следовательно, перечисленные

Т а б л и ц а 2. Влияние добавок стронция, иттрия, европия и меди на величину переохлаждения (в $^{\circ}\text{C}$) сплава $\text{Al} + 8\%\text{Si}$ при эвтектическом превращении

Величина добавки, вес. %	Элемент				
	без добавок	стронций	европий	иттрий	медь
Исходный сплав	3,8	—	—	—	—
0,05	—	5,1	3,9	4,1	4,0
0,10	—	5,4	4,5	4,1	4,2
0,20	—	5,7	4,8	3,9	3,9

Т а б л и ц а 3. Влияние добавок стронция, европия, иттрия и меди на температуру начала кристаллизации первичного кремния в сплаве $\text{Al} + 16\%\text{Si}$

Величина добавки, вес. %	Элемент				
	без добавок	стронций	европий	иттрий	медь
Исходный сплав	634,9	—	—	—	—
0,05	—	632,5	633,0	628,0	632,0
0,10	—	622,8	631,3	630,1	629,9
0,20	—	618,0	628,2	632,5	633,4

элементы не влияют на зарождение центров кристаллизации α -твердого раствора, а также не оказывают влияния на скорость их роста. Кристаллизация эвтектики Al-Si -сплавов в зависимости от величины добавки европия и стронция протекает при большем переохлаждении. По сравнению с этими элементами присадки меди и иттрия оказывают менее заметное влияние на исследуемый параметр кристаллизации (табл. 2).

Очевидно, увеличение переохлаждения при эвтектическом превращении связано с влиянием этих элементов только на кремниевую составляющую эвтектики. Анализ микроструктуры исследованных сплавов показал, что в случае обработки расплава стронцием и европием получается модифицированная структура. Добавки меди и иттрия незначительно измельчают включения эвтектического кремния.

Более определенно проявляется влияние исследуемых присадок на первичную кристаллизацию кремния в сплаве с 16% Si (табл. 3).

Из табл. 3 видно, что обработка сплава медью в количестве до 0,10% тормозит выделение первичных кристаллитов кремния. Дальнейшее увеличение меди в сплаве снова повышает температуру начала кристаллизации кремния. Учитывая высокую склонность меди к ликвации, можно предположить, что при повышенном содержании меди за счет существования устойчивых флуктуаций образуется, очевидно, фаза CuAl_2 , что приводит к ослаблению влияния меди на первичную кристаллизацию кремния.

Аналогичным образом на процесс выделения первичного кремния в исследуемом сплаве действует иттрий. Уменьшение переохлаждения при дальнейшем увеличении количества модификатора связано с его инокулирующим действием.

Анализ кривых охлаждения и соответствующих микроструктур исследованных сплавов позволяет однозначно утверждать, что все исследованные элементы относятся к поверхностно-активным примесям. В случае обработки расплава заэвтектического силумина добавками стронция, иттрия, европия и меди в количестве 0,05–0,1% указанные элементы способны накапливаться у растущих граней кристаллитов первичного кремния, сдерживая их наращивание. Это приводит к увеличению переохлаждения сплава. Однако сквозь этот "слой" еще возможно "питание" кристаллита, о чем свидетельствуют нитевидные ответвления кремния, примыкающие к его первичным выделениям. Дальнейшее увеличение веса присадки до 0,2% позволяет создать вокруг первичных кристаллитов кремния более плотный барьер, который надежно изолирует растущее включение от "питающей среды".

Исследование распределения примесей по сечению включений кремния, проведенное на микроанализаторе типа J XA-5A, показало, что медь и иттрий образуют на поверхности включения "адсорбционный слой".

Таким образом, проведенные исследования на высокочистых сплавах позволили уточнить механизм действия некоторых элементов на процесс кристаллизации силуминов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. — М., 1964.

УДК 621.74.043

В.А.БАХМАТ, А.М.МИХАЛЬЦОВ, И.В.ХОРОШКО

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ИСТОЧНИКОВ ГАЗОВОЙ ПОРИСТОСТИ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Наряду с известными преимуществами литье под давлением обладает высокой газовой пористостью изготавливаемых отливок. Основными источниками образования газовой пористости в отливках являются: воздух и газы рабочей полости формы, которые не могут полностью удалиться через вентиляционные каналы ввиду специфичности и быстротечности процесса заполнения; воздух и газы свободного объема камеры прессования, частично захватываемые металлом в процессе запрессовки, а также газы, образующиеся при сгорании и разложении смазки.

В настоящее время существуют весьма разноречивые мнения о преимущественном влиянии приведенных факторов. Выявление удельного значения того или иного фактора в образовании газовой пористости в отливках является довольно сложной экспериментальной задачей. С этой целью разработана специальная методика, позволяющая определить раздельное влияние воздуха и газов, содержащихся в полости формы и в свободном объеме камеры прессования, на плотность получаемых отливок.

Эксперименты проводились на машине литья под давлением с холодной горизонтальной камерой прессования модели 5A12 с использованием двухгнездной пресс-формы, эскиз которой приведен на рис. 1. Полость формы для обеих отливок выполнена в виде параллелепипеда 4 и 2 (рис. 1), причем полость 2 для левой отливки выше правой полости на 15 мм и сообщается с атмосферой каналом 3 сечением 8 x 6 мм. Перед запрессовкой в полость левой отливки над питателем помещается специальная вставка 1 высотой 15 мм, которая полностью перекрывает нижнюю часть сечения этой полости. Вставка выполнена с небольшим зазором для обеспечения возможности ее свободного перемещения под действием запрессовываемого металла. Фронт жидкого металла, поступающего в полость формы под большим давлением, толкает перед собой вставку, которая полностью вытесняет воздух и газы из полости формы через вентиляционный канал. Правая полость выполнена без вентиляционного канала и подвижной вставки.

Таким образом, в процессе одной запрессовки получаются две отливки. Температура металла и формы, скорость прессования, объем получаемых отливок одинаков, но правая отливка получена при наличии противодействия воздуха и газов в полости формы, а левая — без контакта жидкого металла с воздухом и газами полости формы.

В процессе экспериментальных запрессовок полость формы не смазывалась, камера прессования смазывалась минимальным количеством смазки на основе раствора синтетического каучука в уайт-спирите с добавкой графита. Плотность полученных отливок определялась методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде. Скорость прессующего поршня определялась магнитоэлектрическим датчиком и фиксировалась на специальной фотобумаге ультрафиолетовым лучом с помощью шлейфового осциллографа Н115. Усилие прессования измерялось с помощью тензометрических датчиков, наклеенных на специальный переходник, расположенный между поршнем гидроцилиндра и штоком прессующего поршня. Полученный сигнал с помощью осциллографа также фиксировался на фотобумаге.

Изменение плотности отливок, полученных в правой полости формы, дает информацию о совместном влиянии воздуха и газов полости формы и свободного объема камеры прессования. Плотность отливок, изготовленных в левой полости пресс-формы, позволяет определить степень влияния только свободного объема камеры прессования.

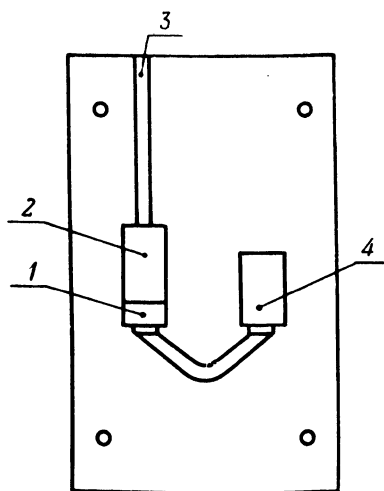


Рис. 1. Вид на подвижную полуформу.

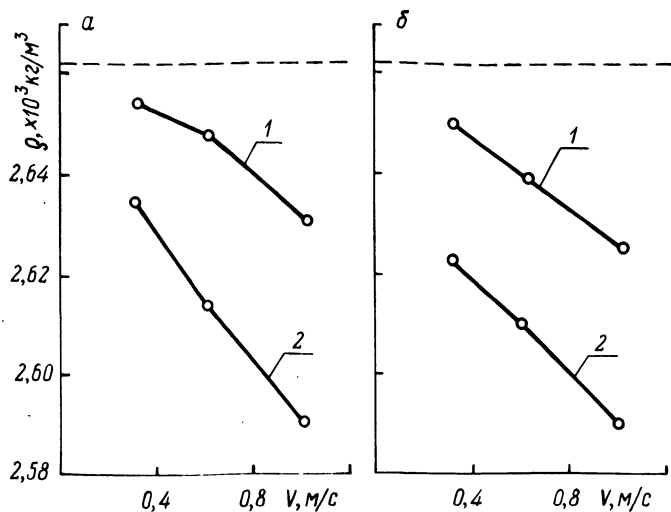


Рис. 2. Влияние скорости прессования (V) на плотность (ρ) отливок:
 а — толщина образцов — 4 мм; б — толщина образцов — 6 мм; 1, 2 — плотность образцов, полученных в полости без противодействия воздуха и газов и с противодействием соответственно.

В настоящей работе величина заполнения камеры прессования оставалась постоянной и ее влияние не исследовалось, так как известно, что с увеличением степени заполнения камеры прессования плотность отливок возрастает.

Эксперименты производились с использованием сплава АЛ2 (СИЛО), температура заливки составляла 630°C , температура пресс-формы находилась в пределах $80-100^{\circ}\text{C}$.

Результаты исследований по указанной методике приведены на рис. 2. Как видно, с увеличением скорости прессования плотность образцов снижается. Уменьшение плотности образцов, полученных в полости с противодействием, наблюдаемое с увеличением скорости прессования, связано с сокращением времени заполнения, что влечет за собой относительное снижение выхода воздуха по разьему формы. Кроме того, с увеличением скорости прессования увеличивается количество воздуха и газов, захватываемых в камере прессования. Об этом свидетельствует уменьшение плотности образцов, полученных в полости, исключая влияние противодействия воздуха и газов. Плотность исходных образцов, полученных заливкой сплава в кокиль, составляет $2,662 \text{ г/см}^3$.

Анализ полученных результатов показывает, что наиболее существенное влияние на плотность отливок оказывают воздух и газы полости формы. Однако с увеличением скорости прессования возрастает роль свободного объема камеры прессования. Так при скорости $0,3 \text{ м/с}$ на долю объема камеры прессования приходится от 20 до 33% от общего объема имеющихся в отливке газов. При увеличении скорости прессования до $1,0 \text{ м/с}$ влияние воздуха и газов свободного объема камеры прессования возрастает до 40–50%.

Таким образом, при малых скоростях прессования преимущественное влияние на образование пористости в отливках, получаемых литьем под давлением, оказывают воздух и газы полости формы. С увеличением скорости прессования возрастает влияние свободного объема камеры прессования, а при скорости, равной 1 м/с , примерно половина захваченных металлом газов составляют газы свободного объема камеры прессования.

УДК 621.742.4

А.М.ДМИТРОВИЧ, Д.М.КУКУЙ, А.М.МИЛОВ,
В.В.ШЕВЧУК, И.Н.УШАКОВА

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ СОЗДАНИЯ НОВЫХ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫХ СВЯЗУЮЩИХ НА ОСНОВЕ СИЛИКАТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В процессе изготовления литейных форм и стержней наиболее широкое распространение в последнее десятилетие получили связующие на основе жидкого стекла. Обладая неоспоримыми преимуществами, они имеют и весьма существенные недостатки, связанные с ухудшением выбиваемости

смесей вследствие протекания необратимых процессов при нагревании до высоких температур и затруднением их последующей регенерации.

Для устранения отмеченных недостатков ведутся широкие исследования по разработке новых связующих материалов на основе жидкого стекла. Проведенный анализ литературных данных показывает на наличие двух основных тенденций в поиске решения проблемы: подбор соответствующих отвердителей жидкостекольных смесей и модифицирование жидкого стекла с целью получения связующего с заданными свойствами.

Наиболее широкое распространение в практике литейного производства получила первая тенденция. Применяемые в настоящее время ускорители твердения по химической природе и характеру действия на жидкое стекло можно разделить на два класса.

К первому относятся в основном неорганические соединения. По механизму действия на жидкое стекло в процессе твердения их можно выделить в две группы.

Добавки первой группы – неорганические (HCl , H_2SO_4) и низкомолекулярные органические (муравьиная, уксусная) кислоты, либо гидролизующиеся соли поливалентных металлов с кислой реакцией среды (AlCl_3 , $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$) и др. [1]. Механизм действия этих соединений обусловлен образованием по реакции замещения геля кремниевой кислоты, обладающего вяжущими свойствами.

Действие добавок второй группы – неорганических солей (кремнефтористого натрия, дисиликата кальция), а также гидроокисей и окислов щелочноземельных металлов – обусловлено дегидратацией жидкого стекла, гидролизом добавляемых солей, вызывающим коагуляцию жидкого стекла и образование коллоидного гидрогеля кремниевой кислоты. В результате протекания обменных реакций между промежуточными продуктами образуются металлощелочные гидросиликаты или тройные силикаты щелочноземельных металлов, что несколько улучшает процесс выбиваемости смесей.

Второй класс ускорителей твердения представлен органическими соединениями типа одноатомных спиртов, фенолов, гликолей, эфиров, триглицеридов и др. Эти вещества не образуют с жидким стеклом новых химических соединений. Упрочняющее действие объясняется процессами дегидратации системы. Практическое применение этих соединений затруднено ограниченностью временного интервала схватывания модифицированного жидкого стекла, повышенной газотворностью смесей, а также незначительным влиянием на эффективность процесса выбивки.

Характеризуя влияние ускорителей твердения обоих классов на свойства связующего, следует отметить, что они не отвечают в полной мере предъявляемым требованиям.

Более перспективным, с нашей точки зрения, является второй путь решения проблемы – модифицирование жидкого стекла добавками органическо-

го происхождения с целью получения связующего с заданными свойствами. Из развиваемых направлений следует отметить два: первое состоит во введении модификатора непосредственно в жидкое стекло и получении механической смеси (силикопек, гидросил и др.); второе – предусматривает введение органических добавок непосредственно в формовочные смеси. В обоих случаях отмечается улучшение выбиваемости смесей. Однако мнения о роли органических модификаторов в процессе разрушения смесей противоречивы.

Так, согласно [2], влияние продуктов высокотемпературного разложения органических веществ на понижение работы выбивки при температуре второго максимума незначительно.

По данным [3] на основании изучения зависимости между природой органических веществ и условиями теплового воздействия на них авторы приходят к выводу, что в результате деструкции органических веществ под действием высоких температур возможно образование углеродных полимеров (процесс карбонизации). Предложено делить все органические добавки для получения новых органоминеральных связующих материалов в зависимости от их химической структуры и свойств на два класса.

Действие модификаторов первого класса, представленных соединениями гетероцепной (N, O) и карбоцепной структур, объясняется их малой термоустойчивостью и повышенной газотворностью, вследствие чего указанные добавки полностью выгорают и интенсивно разрушают пленки жидкостекляной композиции. Наиболее характерный представитель этой группы – карбомид. Известно, что введение его (до 8%) повышает клеющую способность жидкого стекла. Однако такие добавки эффективны только для чугунового литья.

Ко второму классу органических добавок авторы относят соединения преимущественно карбоцепной неопределенной структуры с высоким (>60%) содержанием углерода (пеки, термопластичные угли, лигнин и др.). При действии высоких температур (>600⁰C) они разлагаются с образованием прочных трехмерных углерод-углеродных структур, препятствующих спеканию смесей. Из этой группы соединений наиболее широкое применение нашел гидрол (содержание сахаридов >60%).

Как видно из приведенного анализа, наиболее эффективными модификаторами жидкого стекла являются органические соединения полимерной структуры. Полученные на их основе органоминеральные связующие (ОМС) не удовлетворяют полностью предъявляемым промышленностью требованиям (недостаточное улучшение процесса выбиваемости). Поэтому необходимо продолжить исследования в этом направлении.

Одним из наиболее перспективных путей, на наш взгляд, является введение органических модификаторов в процессе автоклавного растворения силикат-глыбы, что позволит получить связующее с новой структурой и свойствами. Известно, что при растворении силикат-глыбы конечный продукт представлен комплексом соединений – полимерных и мономерных си-

ликатов натрия, кремнеземом, NaOH и др. Обладая повышенной склонностью к структурообразованию вследствие наличия большого числа полярных групп, жидкое стекло должно интенсивно взаимодействовать с полярными функциональными группами органических веществ. Возможные реакции будут протекать по двум направлениям. Либо органические модификаторы повысят структурированность системы, а следовательно, и прочностные свойства органоминеральных связующих вследствие сшивания ее отдельных элементов, либо могут привести к ослаблению межмолекулярных сил и потере прочности за счет образования комплексных полимерных соединений. В качестве структурирующих добавок можно использовать обширный класс высокомолекулярных соединений: водо- (полиэлектролиты, например, полиакриломид) и малорастворимых (например, полистирол).

Представляют интерес и поверхностно-активные вещества, роль которых в процессе получения связующих сводится как к изменению структуры жидкого стекла, так и образованию на поверхности его ассоциатов защитных органических пленок, легко разлагающихся под действием высоких температур.

На основании теоретических предпосылок, приведенных выше, были разработаны ОМС, которые позволили повысить физико-механические свойства жидкостекольных смесей. Промышленное внедрение ОМС показало значительную экономическую целесообразность использования новых связующих материалов вследствие снижения трудоемкости и времени, затрачиваемого на выбивку формовочных и стержневых смесей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьев П.Н., Матвеев М.А. Растворимое стекло. — М., 1956.
2. Лясс А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. — М., 1965.
3. Колотило Д.М. Применение и исследование углеродистых материалов для литейных форм. — Киев, 1969.

УДК 621.74

Д.М.КУКУЙ, В.И.ЛИСИЦА, В.Ф.ОДИНОЧКО

ЛАБОРАТОРНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОЙ РЕГЕНЕРАЦИИ ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ

Проблема экономии кварцевых песков — одна из первоочередных задач литейщиков, которая в значительной мере может быть решена путем внедрения в производство высокоэффективных технологических процессов регенерации формовочных и стержневых смесей. Известные способы регене-

рации не всегда достаточно эффективны, энергоемки и малопригодны для получения качественного регенерата из жидкостекольных смесей.

Поверхность зерен отработанных кварцевых песков жидкостекольных смесей практически полностью покрыта пленками силикатов и карбонатов натрия, кальция и других металлов, которые препятствуют повторному использованию песков, вследствие пониженной адгезионной способности поверхности зерен и легкоплавкости двойных и тройных силикатов.

Исследования показали, что эффективным способом регенерации жидкостекольных смесей является электрогидравлическая обработка водно-песчаной пульпы.

При осуществлении этого процесса в зоне нахождения обрабатываемого материала создаются высокие гидравлические давления, способствующие разрушению связей между зернами, а также кавитационные и резонансные явления, позволяющие достаточно полно очищать зерна песка от поверхностных пленок.

Для исследования процесса электрогидравлической регенерации формовочных и стержневых смесей в Белорусском политехническом институте совместно с СКБ и ОП Института тепло- и массообмена им. А.В.Лыкова АН БССР разработана и изготовлена лабораторная установка УЭРС-1.

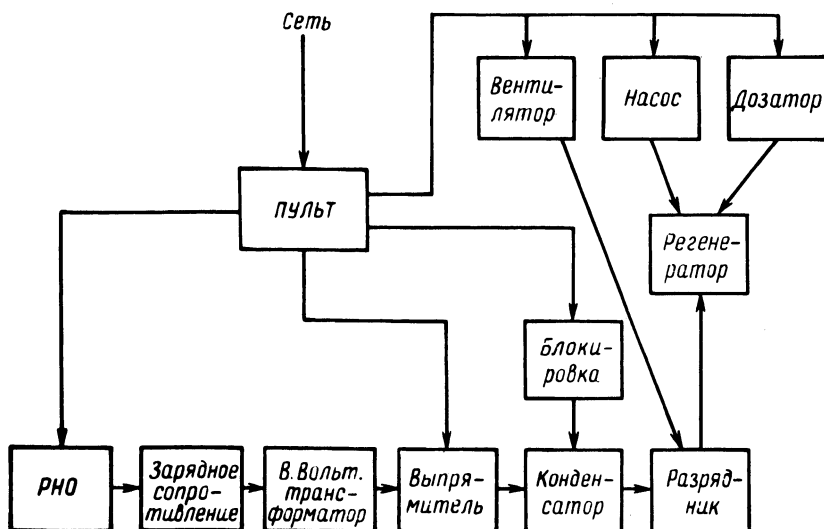


Рис. 1. Структурная схема электрогидравлической лабораторной установки.

Технические данные установки:

- питание от сети переменного тока с напряжением 380/220 В, 50 Гц;
- максимальная потребляемая мощность из сети 24 кВА;

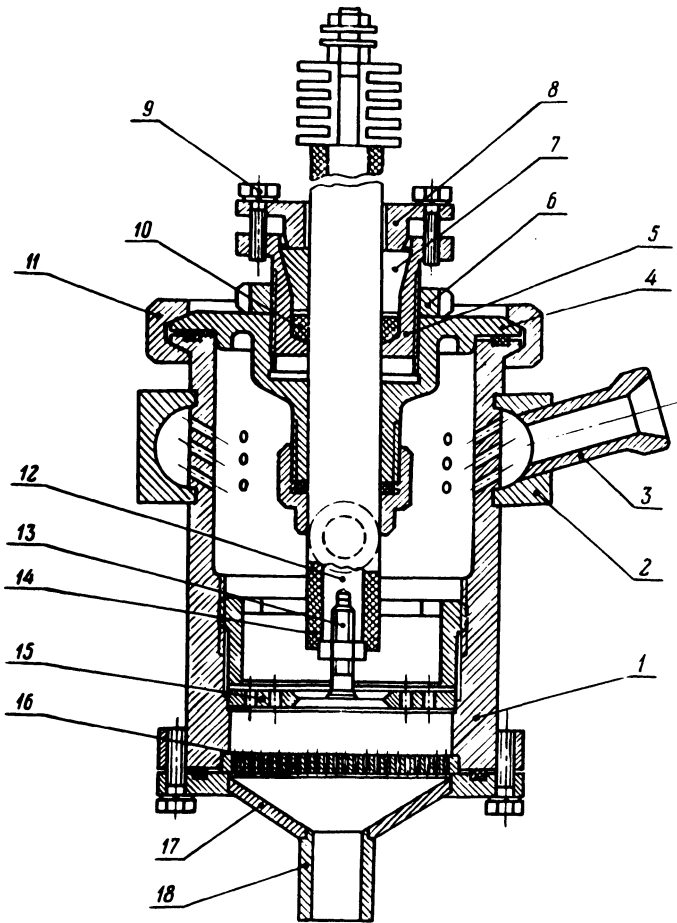


Рис. 2. Электрогидравлический регенератор:
 1 — корпус; 2 — коллектор; 3 — входное отверстие; 4 — крышка; 5 — корпус электрододержателя; 6 — гайка; 7 — сухарь; 8 — траверса; 9 — винт; 10 — уплотнение; 11 — хомут; 12 — положительный электрод; 13 — концентратор; 14 — изоляция; 15 — отрицательный электрод; 16 — классификатор; 17 — днище; 18 — выходное отверстие.

рабочее напряжение 20–50 кВ;

энергоёмкость батареи конденсаторов 250–750 Дж;

– частота следования импульсов – до 10 Гц.

Установка позволяет исследовать влияние на процесс регенерации таких технологических параметров электрогидравлической обработки, как:

– напряжение конденсаторной батареи;

– ёмкость конденсаторной батареи;

– запасаемая энергия конденсаторной батареи;

– время обработки единицы объема пульпы;

– соотношение твердого и жидкого в водно-песчаной пульпе.

Установка, структурная схема которой представлена на рис. 1, состоит из следующих элементов:

– генератора импульсных токов, включающего в себя регулятор напряжения (РНО), зарядное сопротивление, высоковольтный трансформатор, выпрямитель, конденсатор, коммутирующий разрядник, блокировку;

– цепи управления и контроля за работой установки, включающей в себя элементы автоматики и измерительные приборы, установленные на пульте;

– технологического узла, включающего в себя регенератор и систему получения пульпы, ее прокачки и отстоя.

Устройство электрогидравлического регенератора представлено на рис. 2.

Электрогидравлический регенератор предназначен для регенерации отработанных формовочных и стержневых смесей в непрерывном режиме и работает следующим образом. Пульпа, состоящая из отработанной размолотой смеси и воды, подается в корпус 1 через загрузочное отверстие 3 и коллектор 2. Батарея конденсаторов разряжается на искровой промежуток в жидкости, образованный концентратором 13 и отрицательным электродом 15. Выделившаяся в промежутке энергия расходуется на генерирование ударной волны и образование парогазовой полости, которые интенсифицируют процесс очистки зерен песка от поверхностных пленок. Обработанная пульпа через разгрузочное отверстие 18 в днище 17 поступает на последующую классификацию и сушку.

Рабочие параметры регенератора, при постоянных величинах индуктивности разрядного контура и емкости конденсаторной батареи задаются при помощи разрядника путем изменения воздушного зазора между шарами и подбором необходимой величины рабочего искрового промежутка в жидкости посредством замены отрицательного электрода. При изменении воздушного зазора между шарами разрядника изменяется величина рабочего напряжения на электродах регенератора, а следовательно, и вводимая в канал разряда энергия.

Лабораторная установка позволяет моделировать технологический процесс электрогидравлической регенерации и работает в периодическом и непрерывном режимах.

МЕТОДИКА ИЗУЧЕНИЯ КИНЕТИКИ РАСТВОРЕНИЯ СИЛИКАТ-ГЛЫБЫ В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ ОРГАНИЧЕСКИХ ВЕЩЕСТВ-АКТИВАТОРОВ

Для приготовления стержневых жидкостекольных смесей в литейном производстве используются 35–40%-ные водные растворы силиката натрия с плотностью 1,40–1,50 г/см³. Кремнеземистый модуль используемого силиката натрия находится в пределах от 2,5 до 2,8. Силикат-глыба с кремнеземистым модулем выше 2–2,2 имеет очень низкую скорость растворения и операция приготовления водных растворов является длительной и энергоемкой. Поэтому вопросы интенсификации процесса растворения силикат-глыбы являются весьма актуальными.

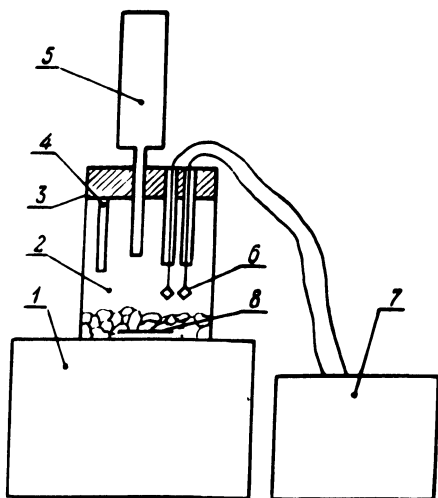


Рис. 1. Установка для изучения кинетики растворения силикат-глыбы.

Процесс растворения силикат-глыбы относится к гетерогенным химическим процессам и состоит из собственно растворения при взаимодействии жидкости с поверхностью твердого тела и диффузии вещества из слоя, непосредственно прилегающего к поверхности раздела, в объем раствора. Суммарная скорость растворения определяется скоростью протекания наиболее медленной ее стадии. Увеличение скорости растворения силикат-глыбы в присутствии ряда органических веществ может быть вызвано как снижением энергии активации собственно процесса растворения, так и увеличением коэффициента диффузии продуктов растворения. Для выявления механизма воздействия активаторов процесса растворения необходимо определить порядок этой реакции, константу скорости растворения и энергию активации данного процесса.

Для определения кинетических характеристик процесса растворения со- брана установка (рис. 1), состоящая из микротермостата МТ-03 1, стакан 2 которого закрыт пробкой 3. Через пробку 3 пропущены датчик темпера- туры термостата 4, обратный водяной холодильник 5 и электроды 6, под- ключенные к реохордному мосту Р-38 7. В стакане термостата помещается вибрационная мешалка 8. Методика определения скорости растворения си- ликат-глыбы заключается в следующем: 200 мл воды или водного раство- ра вещества-активатора, предварительно нагретого до температуры опыта, за- ливаются в стакан термостата, которое термостатируется в течение 5 мин и определяется электропроводность исходного раствора с помощью реохорд- ного моста Р-38. Затем в раствор засыпается 150 г силикат-глыбы, крупно- стью 3 — 2 мм. Замер электропроводности в течение первого часа повторяет- ся через каждые 5 мин, а затем через 10 минут. Параллельно с замером элек- тропроводности через определенные промежутки времени из раствора отби- раются по 2 пробы жидкой фазы по 1 мл каждая. В одной пробе определя- ется весовое содержание силиката натрия в растворе, в другой — содержание в растворе оксида натрия. Отбор проб производится с периодичностью 5, 5, 10, 10, 20, 30, 30, 30, 30 мин.

Определение содержания силиката натрия в жидкой фазе производится выпариванием пробы раствора с последующим прокаливанием остатка в му- фельной печи при $t = 800-830^{\circ}\text{C}$ до постоянного веса.

Определение содержания Na_2O в жидкой фазе производится титровани- ем отобранной пробы 0,1 н (нормальным) раствором HCl в присутствии ме- тилоранжа.

Перед титрованием проба разбавляется дистиллированной водой до 25 мл. Процентное содержание оксида натрия в силикате натрия, перешедше- го в жидкую фазу, определяется по формуле

$$\text{Na}_2\text{O} = \frac{V_{\text{HCl}} \cdot 0,0031}{m} \cdot 100\%,$$

где V_{HCl} — объем 0,1 н раствора HCl , пошедшего на титрование пробы, мл; 0,0031 — титр HCl по Na_2O ; m — масса силиката натрия в пробе, г.

По данным определения оксида натрия рассчитывается кремнеземистый модуль силиката натрия ($M_{\text{к}}$), перешедшего в раствор

$$M_{\text{к}} = \frac{\% \text{SiO}_2}{\% \text{Na}_2\text{O}} \cdot 1,0323 = \frac{100 - \% \text{Na}_2\text{O}}{\% \text{Na}_2\text{O}} \cdot 1,0323,$$

где 1,0323 — отношение молекулярных масс SiO_2 к Na_2O . Опыты по опреде- лению скорости растворения проводятся при температуре 70° , 85° , 100°C .

Полученные экспериментальные кинетические кривые зависимости со- держания силиката натрия в растворе от времени растворения и температуры в присутствии различных активаторов растворения позволяют установить по-

рядок реакций растворения, рассчитать константу скорости и энергию активации этих реакций. Кинетические кривые изменения кремнеземистого модуля во времени позволяют судить о влиянии растворимых веществ на скорость выщелачивания оксида натрия и гидротированных силикатов с поверхности силикат-глыбы. По данным кинетики изменения электропроводности во времени можно установить критическую концентрацию мицеллообразования растворов силиката натрия и влияние на нее различных веществ.

Таким образом, предлагаемая методика изучения кинетики растворения силикат-глыбы позволяет произвести комплексное изучение процесса растворения силиката натрия в воде и водных растворах органических активаторов.

УДК 621.746.6

В.А.АНТОНОВ, Б.С.ВИШТАК, Э.А.ГУРВИЧ,
Р.И.ЕСЬМАН, Н.П.ЖМАКИН

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ТЕПЛООБМЕНА ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Исследование теплового режима системы "отливка-зазор-пресс-форма" проводилось на отливках, представляющих собой плиты различных конечных размеров из сплава АЛЗ. Для этого СКБТЛ Тираспольского завода литейных машин была спроектирована и изготовлена экспериментальная пресс-форма, которая представляет собой набор элементов, позволяющих изменять длину, толщину отливок, а также условия их заполнения. Последнее достигается набором литниковых систем-вкладышей.

Измерения температурных полей пресс-формы и отливки выполнены хромель-алюмелевыми термопарами стандартной градуировки с диаметром электродов 0,2 мм, методика изготовления которых описана в работе [1]. Сменные термодатчики установлены в различных местах на рабочей поверхности и в теле пресс-формы. Концы всех термопар выведены для удобства подключения к фиксирующему прибору на несколько ШРов. Показания термопар фиксировались осциллографами типа НОЗО и записывались на фотобумаге. Температура заливаемого металла фиксировалась в литниковом стакане непосредственно перед впрыском.

Характер температурного поля пресс-формы изучался при циклической работе в условиях естественного охлаждения. Исследования показали, что при квазиустановившемся режиме литья начальные температуры рабочей поверхности подвижной полуформы выше, чем неподвижной. Это обусловлено конструктивными особенностями полуформ и их креплением к установочным плитам машины. Если неподвижная полуформа плотно примыкает к массивной установочной плите, то между подвижной полуформой и плитой

имеется значительная воздушная прослойка. Таким образом масса неподвижной полуформы, аккумулирующая тепло от отливки, получается больше массы подвижной и, естественно, меньше прогревается.

Характер изменения максимальной и начальной температур по высоте рабочей поверхности пресс-формы представлен на рис. 1, а. Видно, что в неподвижной полуформе перепады температуры по высоте незначительны (до 20°C), тогда как в подвижной они достигают $60\text{--}80^{\circ}\text{C}$. Наибольшую температуру имеют части подвижной полуформы, удаленные от литниковой щели. Очевидно, в этих местах поверхность больше прогревается за счет сильного горюжения струи, что в свою очередь вызывает дополнительное выделение теплоты за счет трения.

На рис. 1, б дано распределение максимальных и начальных температур по ширине рабочей поверхности пресс-формы. Из рисунка видно, что их характер в подвижной и неподвижной полуформах одинаков, однако, если наибольшие температуры в конце цикла имеют место в центральном по ширине сечении, то в начале цикла по торцам. Такое явление при распределении температур по ширине рабочей поверхности полуформы можно объяснить увеличением газового зазора по торцам полуформ, обусловленного термонапряженным состоянием их материала.

Влияние скорости прессования на температурный режим пресс-форм показано на рис. 2, а. Как видно из графика, с увеличением этого параметра время цикла пресс-формы растет, хотя максимальная температура рабочей поверхности остается практически неизменной. Это, очевидно, вызвано размытием слоя краски (смазки) при больших скоростях прессования и связанным с этим уменьшением зазора, что приводит к более сильному прогреву общей массы формы.

Давление прессования практически не влияет на тепловой режим пресс-формы (рис. 2, б).

Результаты исследования начальных параметров процесса на тепловой режим пресс-формы представлены на рис. 3. Из графиков видно, что основное влияние на температурный цикл пресс-формы оказывает ее начальная температура. С увеличением этого параметра цикл сокращается (кривая 2 на рис. 3,а). Незначительное влияние на цикл пресс-формы оказывает также температура заливаемого металла непосредственно перед впрыском (рис. 3, а — кривая 1). Начальная температура рабочей поверхности незначительно влияет на максимальную (рис. 3, б).

Исходя из данных выводов для интенсификации процесса можно предложить следующее.

1. С целью установления одинакового температурного режима подвижной и неподвижной полуформ следует создавать аналогичные условия их охлаждения, что достигается: а) одинаковой толщиной участков полуформ, прилегающих к одному формируемому участку отливки; б) применять локальное принудительное охлаждение участков полуформ, образующих наи-

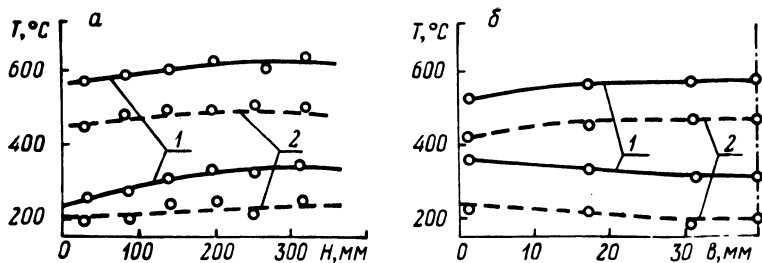


Рис. 1. Распределение максимальной и начальной температур по высоте и ширине пресс-формы при квазиустановившемся режиме литья: 1,2 — соответственно подвижная и неподвижная половина пресс-формы.

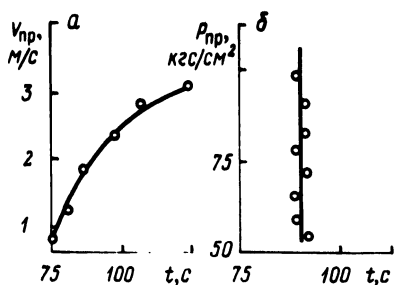


Рис. 2. Влияние скорости и давления прессования на тепловой режим пресс-формы.

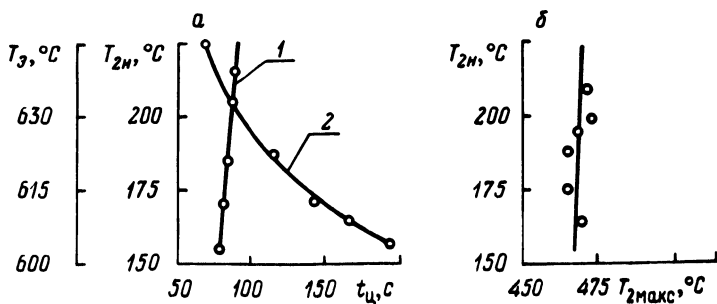


Рис. 3. Влияние начальных температурных параметров процесса на его тепловой режим: 1 — температура заливки; 2 — начальная температура.

более массивные части отливок; в) изготавливать полуформы из нескольких элементов, что позволит увеличить стойкость пресс-форм, с одной стороны, геометрическую точность отливки — с другой, а также сократить цикл процесса.

2. Оптимальные условия процесса формирования отливки могут быть созданы путем одновременного регулирования начальной температуры рабочей поверхности пресс-формы, температуры системы подачи металла и температуры заливки металла.

3. Скорость прессования должна быть возможно минимальной, но обеспечивающей заполнение пресс-формы.

4. Достижение оптимальных условий процесса литья под давлением вызывает необходимость применения систем для комплексного автоматического регулирования основных технологических параметров.

ЛИТЕРАТУРА

1. Е с ь м а н Р.И., Ж м а к и н Н.П., Ш у б Л.И. Расчеты процессов литья. — Минск, 1977.

УДК 621.746.6

Э.А.ГУРВИЧ, Р.И.ЕСЬМАН, Н.П.ЖМАКИН
Э.Л.КОСТЮКЕВИЧ, Ю.В.МАРКАРОВ

РАСЧЕТ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИИ КОКИЛЯ НА ЭВМ

Неравномерное распределение температуры по сечению кокиля в процессе литья и наличие внешних связей в нагретом теле способствуют возникновению температурных напряжений, релаксация которых частично осуществляется за счет деформации или коробления кокиля. Это явление в свою очередь приводит к нарушению геометрии отливки и возникновению газового зазора между отливкой и металлической формой.

Рассчитаем деформации плоского кокиля для литья прямоугольной пластины. В начальный момент будем считать кокиль равномерно прогретым. В этих условиях температурные напряжения в нем отсутствуют. В процессе охлаждения отливки в плоскости нормального сечения (по отношению к стенкам кокиля) возникает перепад температуры по сечению кокиля. Если каждую из его сторон рассматривать как балку с незакрепленными краями и предположить, что поле температур по высоте и ширине не меняется, то в точках, достаточно удаленных от краев, возникают напряжения, вычисляемые по формулам [1]

$$\begin{aligned} \sigma_y = \sigma_z = & -\frac{\beta E}{1-\nu} [T(x) - T_{20}] + \frac{1}{2c(1-\nu)} \int_{-c}^c \beta E [T(x) - T_{20}] dx + \\ & + \frac{3x}{2c^3(1-\nu)} \int_{-c}^c \beta E [T(x) - T_{20}] x dx, \end{aligned} \quad (1)$$

где $2c$ – толщина кокиля; β – коэффициент температурного расширения материала кокиля; ν – коэффициент Пуассона; E – модуль упругости; T_{20} – начальная температура кокиля; T_x – поле температур по толщине кокиля; σ_y, σ_z – напряжения по длине и высоте кокиля.

Напряжения, определяемые по формуле (1), вызывают деформации вдоль трех осей

$$\epsilon_x = -\frac{\nu}{E} (\sigma_y + \sigma_z) + \beta T;$$

$$\epsilon_y = \frac{1}{E} (\sigma_y - \nu \sigma_z) + \beta T;$$

$$\epsilon_z = \frac{1}{E} (\sigma_z - \nu \sigma_y) + \beta T;$$

где ϵ – относительная деформация.

Из-за наличия поперечных креплений края кокиля не имеют свободы перемещения. В этом случае балка, отождествляющая стенку кокиля, при наличии перепада температуры по толщине получит прогиб в направлении от сжатых волокон к растянутым, т.е. в сторону отливки. Величину прогиба можно рассчитать по формуле, которая в конечно-разностном представлении имеет вид

$$f = -\frac{3}{2} \frac{Mb}{(n_2 2ha)^3 E}, \quad (2)$$

где $b, 2h, a$ – ширина, высота, толщина одного слоя кокиля соответственно; n_2 – число слоев в кокиле; M – момент изгиба пластины кокиля относительно концов ее закрепления

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

где $\epsilon_i = \frac{1}{2}$ при $i = n_1, i = n$; 1 при прочих значениях i ; i – номер точки;

$n = n_1 + n_2$; $\sigma_i^{(1)}, \sigma_i^{(2)}, \sigma_i^{(3)}$ – соответственно напряжения сжатия, растяжения и изгиба за счет неравномерности поля температур, определяемые по формулам:

$$\sigma_i^{(1)} = -\beta_i E \left[\left(\frac{U_i + U_{i-1}}{2} + 1 \right) T_0 - T_{20} \right] \text{ при } i = n_1; n_1+1; \dots; n;$$

$$\sigma_i^{(2)} = \frac{1}{n_2} \sum_{i=n_1}^n \varepsilon_i \beta_i E \left[\left(\frac{U_i + U_{i-1}}{2} + 1 \right) T_0 - T_{20} \right];$$

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

где β_i — коэффициент температурного расширения материала кокиля, который вычисляется по относительной температуре слоя $\frac{U_i + U_{i-1}}{2}$; $U_i = \frac{T_i - T_0}{T}$; T_0 — температура окружающей среды.

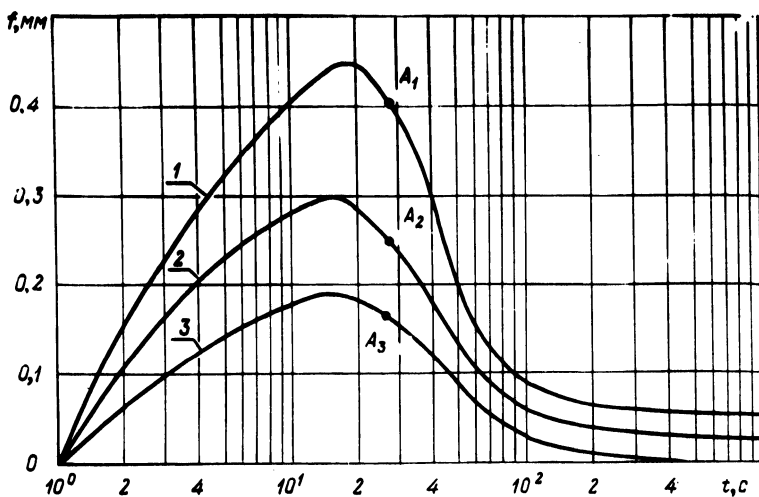


Рис. 1. Влияние длины кокиля на его деформацию при литье плоской отливки из сплава АЛ 4:

1, 2, 3 — $l=260, 200, 160$ мм соответственно.

Решение уравнения (2) совместно с соответствующими уравнениями для нахождения температурного поля системы "отливка-кокиль" было реализовано на ЭВМ М-222.

На рис. 1 представлены расчетные кривые изменения деформации во времени для стенок кокиля различной длины (160, 200, 260 мм) при прочих

равных условиях (толщина стенки $X_2 = 30$ мм; высота $H = 250$ мм; толщина отливки из сплава АЛ4 $2X_1 = 14$ мм; толщина слоя краски $X_{кр} = 0,3$ мм; теплопроводность материала краски $\lambda_{кр} = 0,35$ Вт/м·К). Из графиков видно, что удлинение кокиля приводит к увеличению максимальных прогибов (f_{\max}).

На эти же графики нанесены экспериментальные точки (А) начала образования зазора при расчетных условиях литья. Как видно, при разных длинах кокиля получаются различные зазоры, обусловленные деформацией кокиля. Это приводит к значительному изменению времени выдержки отливки в металлической форме, с одной стороны, искажению геометрии отливки — с другой.

Таким образом, в результате исследований установлено, что при расчете процесса охлаждения отливки в кокиле необходимо учитывать характер изменения зазора вследствие деформации металлической формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Е с ь м а н Р.И., Ж м а к и н Н.П. Ш у б Л.И. Расчеты процесса литья. — Минск, 1977.

УДК 621. 74,047

В.И.ТУТОВ

СПОСОБ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗРУШАЕМЫХ СТЕРЖНЕЙ

В Белорусском политехническом институте разработан и исследован процесс непрерывного литья заготовок машиностроительных деталей сложной конфигурации с использованием песчаных стержней. Применение разрушаемых стержней существенно расширяет номенклатуру отливок, получаемых непрерывным литьем, позволяет получать отливки со сложной внутренней поверхностью. Стержни можно использовать также для оформления сложных внешних поверхностей непрерывной отливки.

При непрерывном литье со стержнем используется схема вертикального непрерывного литья при протяжке отливки сверху вниз. Процесс может осуществляться по принципу литья с "закрытым" или "открытым" уровнем. При литье с "закрытым" уровнем используются графитовые кристаллизаторы с неохлаждаемой верхней частью. Зеркало жидкого металла в этом случае располагается в пределах неохлаждаемой части кристаллизатора, либо над кристаллизатором в специальной емкости. Стержни, оформляющие полость отливок, вводятся в кристаллизатор через направляющее устройство. При литье с "закрытым" уровнем верхняя часть кристаллизатора служит только для подвода металла, а затвердевание отливки начинается в нижней охлаждаемой части

кристаллизатора. Такой способ литья облегчает подвод металла и позволяет получать отливки с очень малой толщиной стенок, но требует применения качественного графита для кристаллизаторов и специальных устройств для подогрева, который может предотвратить затвердевание металла в верхней части кристаллизатора.

Проще в осуществлении и надежнее в эксплуатации схема непрерывного литья со стержнем с "открытым" уровнем. Этот процесс уже сегодня может быть рекомендован к промышленному использованию.

Сущность процесса заключается в следующем. На поддон-затравку, введенную в водоохлаждаемый металлический (медный или стальной) кристаллизатор, устанавливают песчаный стержень. В пространство между кристаллизатором и стержнем заливают жидкий металл и начинают процесс протяжки. Для подачи металла используют обычный желоб при литье деталей с периметром до 500 мм и толщиной стенки не менее 15 мм и дождевую литниковую систему с вертикальным или горизонтальным направлением выхода струй для отливки деталей с периметром 500–2000 мм и при малой толщине заготовки.

При литье с "открытым" уровнем затвердевание отливки начинается уже на мениске жидкого металла вблизи кристаллизатора. Это накладывает ограничение на нижний предел скорости литья. Для чугуна скорость подъема уровня металла и соответственно скорость протяжки не должна быть менее 0,150 м/мин. В противном случае на поверхности отливки образуются "завороты", распространяющиеся на глубину до 10 мм. Верхний предел скорости литья ограничивается стабильностью формирования начальной корки и составляет для чугуна 2,0–2,5 м/мин. Практическая скорость литья определяется толщиной корочки затвердевшего металла на выходе из кристаллизатора и ее способностью выдерживать металлостатический напор и обычно составляет 0,2–1,5 м/мин в зависимости от конфигурации и толщины отливки. Из-за увеличения металлостатического напора не рекомендуется отливать детали с толщиной стенок свыше 70–80 мм при их длине свыше 2 м.

Процесс литья может осуществляться в полунепрерывном или непрерывном режиме работы. При полунепрерывном литье сложных и крупногабаритных заготовок типа станин металлорежущих станков после получения одной заготовки отливка снимается с литейной машины и процесс литья повторяется. Способ позволяет получать заготовки, одна или две стороны которых имеют сложную поверхность, например поперечные ребра. В этом случае рекомендуется в одном кристаллизаторе получать две заготовки, разделяя на две части полость кристаллизатора стержнем, оформляющим эти сложные поверхности, и подавая металл отдельно в каждую из двух образованных полостей.

Применение стержней делает возможным также получение мерных полых заготовок несложного сечения, например втулок, при литье в непрерывном режиме.

Для непрерывного литья заготовок сложного сечения применяют металлические кристаллизаторы сборной конструкции с креплением рабочих пластин к опорным плитам при помощи шпилек. Для предотвращения отбела в опасных сечениях (например, внешних углах) между кристаллизатором и отливкой создается искусственный газовый зазор. Цилиндрические кристаллизаторы выполняются в виде втулки с рифленой рабочей поверхностью и расширением в сторону движения отливки, вставляемой в кожух водяного охлаждения.

Проблема получения отливок с заданными структурой и свойствами решается так же, как и при других непрерывных способах литья путем подбора оптимального состава металла, интенсивности охлаждения, технологических параметров процесса и применением модифицирующих добавок.

УДК 621.746.047

**Н.А. СЕНЬКИН, В.И.ТУТОВ, В.А.ГРИНБЕРГ
А.Н.КРУТИЛИН, В.Ф.БЕЛЬКО**

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК С ПРИМЕНЕНИЕМ СТЕРЖНЯ

Исследования технологических особенностей процесса непрерывного литья проводили следующим образом. За определяющие технологические параметры были взяты такие, как температура заливки, толщина корочки на выходе из кристаллизатора и скорость вытяжки заготовки. Получали заготовки с различной толщиной стенки при различных скоростях литья. Скорость, при которой происходил прорыв жидкого металла под кристаллизатором, считали максимально допустимой, а корочку на выходе из него – минимально допустимой для данных условий литья. По данным экспериментов были построены зависимости минимально допустимой корочки на выходе из кристаллизатора от толщины стенки заготовки и температуры заливки.

В результате тщательного анализа экспериментальных данных разработана номограмма, связывающая основные технологические параметры литья (рис. 1). В правом верхнем квадрате номограммы расположена зависимость нарастания корочки со стороны кристаллизатора от времени ее формирования, а в левом – зависимость минимально допустимой корочки на выходе из кристаллизатора от толщины стенки заготовки и от температуры заливаемого металла. Из этой зависимости видно, что чем выше температура заливки, тем толще надо иметь корку на выходе из кристаллизатора при одной и той же толщине стенки заготовки. Температуру заливки надо выбирать в зависимости от толщины стенки заготовки из условия возможности подвода жидкого металла в полость между кристаллизатором и стержнем. Экспериментами

было установлено, что для получения длительного стабильного процесса температура заливки должна быть в пределах 1350–1320°С для заготовок с толщиной стенок 10–15 мм, в пределах 1320–1300 для заготовок с толщиной стенок 15–20 мм и в пределах 1300–1250°С для заготовок с толщиной стенок свыше 20 мм. В правом нижнем квадрате – зависимость скорости вытяжки заготовки от времени и от длины кристаллизатора. В левом нижнем квадрате – разбивка скорости вытяжки заготовки на составляющие при циклическом режиме движения (частота циклов вытяжки и величина заготовки на один цикл). Пользоваться номограммой надо следующим образом. Например, нам необходимо получить заготовку с толщиной стенки 15 мм. Для такой толщины заготовки необходимо обеспечить минимальную корочку на выходе из кристаллизатора толщиной 7 мм. Для получения такой корочки необходимо время формирования 8 с, которое обеспечивается скоростью вытяжки заготовки 1,7 м/мин. Такая скорость может быть получена различной комбинацией частоты циклов вытяжки и величины перемещения заготовки за один цикл. Для получения стабильного процесса литья скорость вытяжки, определенную по номограмме, необходимо уменьшить на 10–15%,

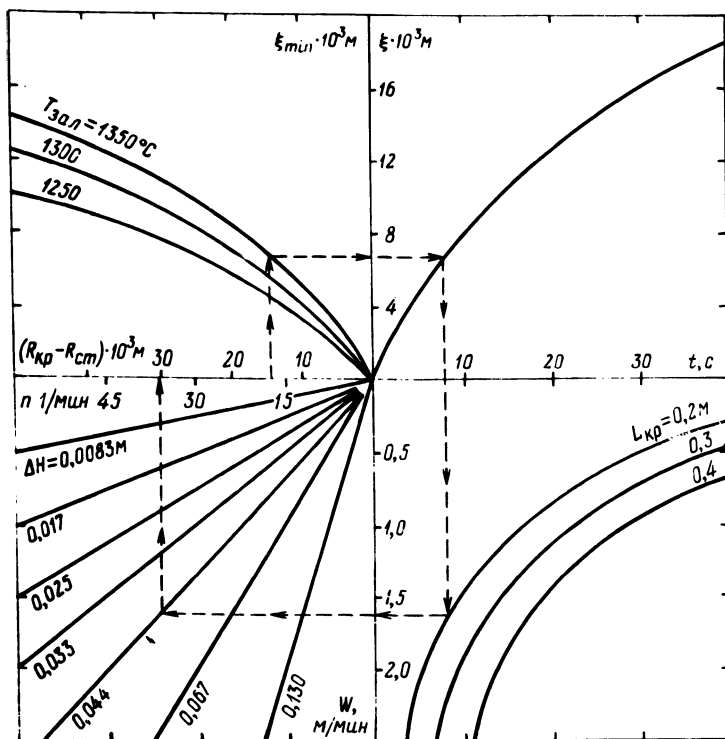


Рис. 1. Номограмма для определения технологических параметров непрерывного литья.

так как номограмма построена для предельных значений скорости (чугунных заготовок диаметром 80–120 мм с различной толщиной стенки вплоть до сплошной).

Таким образом, проведенные эксперименты позволили построить номограмму, связывающую между собой основные технологические параметры литья, которая дает возможность по заданным геометрическим параметрам заготовки определить температуру заливки, время формирования заготовки в кристаллизаторе, скорость литья и режим движения заготовки.

УДК 621.746.047

И.В.ЗЕМСКОВ, В.А.ГРИНБЕРГ, Р.Н.ХУДОКОРМОВА,
П.А.ШАГОВ

НОМОГРАММА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ

Режим заполнения форм на установках поворотного типа, влияющий на формирование свойств отливок, кинетику затвердевания, газовый режим формы и качество поверхности литья, определяется: площадью сечения питателей, размерами стержневой полости и металлопровода, угловой скоростью поворота узлов установки. Для определения оптимальных значений этих параметров литья разработана номограмма (рис. 1). На поле I представлена зависимость линейной скорости подъема уровня металла в стержневой полости разных размеров от числа Рейнольдса. На поле II – зависимость линейной скорости от угловой скорости поворота узлов установки для разных соотношений размеров стержневой полости и металлопровода, определяемого соотношением $\epsilon = \frac{d_{ст.п}}{d_M}$, где $d_{ст.п}$ – диаметр стержневой полости; d_M – диаметр металлопровода. На поле III представлена зависимость суммы максимальных значений амплитуд отклонений уровня металла в форме от статического положения, на поле IV – зависимость времени заполнения формы от линейной скорости подъема уровня металла для форм различной высоты.

Исходя из рода сплава по справочным данным выбирается значение числа Рейнольдса для центральной полости формы. Из условия $Re_D = Re_{ск}$ для заданного значения диаметра стержневой полости определяется максимально допустимое значение $V_{л1}$ (I). По заданному значению ϵ и найденному $V_{л1}$ находится значение угловой скорости поворота узлов установки ω (II). Затем по значению $V_{л1}$ и соотношению площадей сечений стержневой полости и металлопровода $S = \frac{F_{стп}}{F_M}$ (III) находится суммарное значение максимальных

амплитуд колебаний уровня в форме ΔH . Время заполнения формы t определяется исходя из найденных значений линейной скорости и высоты формы по зависимости (IV). Для правильного учета всех факторов, кроме учета гидродинамических условий, необходимо учитывать и теплофизическую сторону процесса заполнения, для чего необходимо выполнить проверочный расчет на заполняемость. Эмпирические формулы для такого расчета имеют вид $t = A \delta^m G^p$ [1], где коэффициенты A , m , p зависят от рода сплава.

Проверку полученных рекомендаций по выбору оптимальной скорости заполнения производили на примере получения отливок латунных сепараторов подшипников и бронзовых втулок.

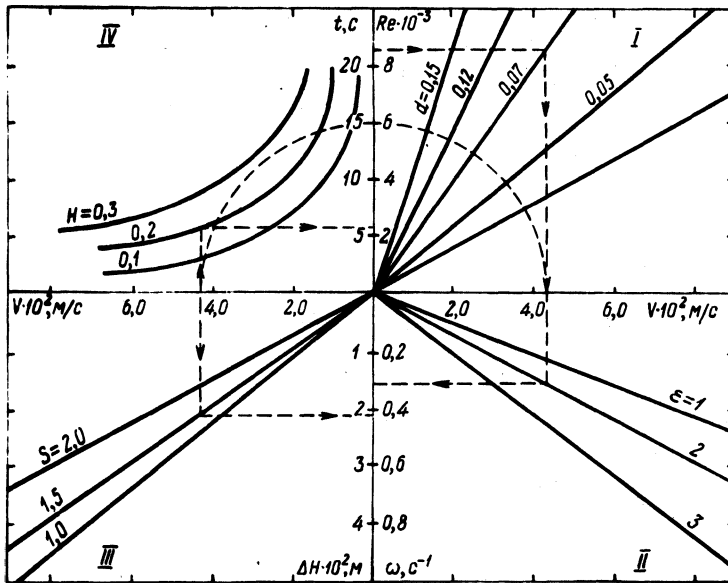


Рис. 1. Номограмма для определения параметров литья.

Расчеты показали, что для фасонных отливок сепараторов подшипников с наружным диаметром 100–200 мм и толщиной стенки 9–17 мм линейная скорость составляет 0,04–0,02 м/с. Для бронзовой втулки с размерами $D_{нар} = 105$ мм, $D_{вн} = 70$ мм, $H = 150$ мм, максимально допустимой скоростью заполнения является значение $V_{л} = 0,05$ м/с. Это объясняется простой конфигурацией отливки, создающей благоприятные условия для выхода газов из полости формы в процессе ее заполнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев Б.Б. О расчете литниковых систем. — Литейное производство, 1959, № 8.

**КОЛЕБАНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В ФОРМЕ ПРИ ЛИТЬЕ
НА УСТАНОВКАХ ПОВОРОТНОГО ТИПА**

При заполнении форм на установках поворотного типа необходимо учитывать инерционное движение жидкого металла после окончания поворота узлов.

Взяв статический уровень металла за плоскость сравнения, запишем уравнение Бернулли для сечений 0-0 и I-I, совпадающих соответственно с плоскостью расположения выпускного отверстия металлоприемника и свободной поверхностью металла в центральной стержневой полости,

$$Z = \frac{a_1 V_1^2}{2g} - \frac{a_0 V_0^2}{2g} + \Sigma (h_w + h_i), \quad (1)$$

где Z – отклонение уровня металла от статического положения равновесия; V_0, V_1 – средние скорости; h_w – потери напора; h_i – инерционный напор; a_1, a_0 – первые коррективы скорости в сечениях I-I и 0-0, равные $a = 1 + 2,65\lambda$, где $\lambda = \frac{0,3164}{Re^{0,25}}$ – коэффициент гидравлического трения.

Учитывая конфигурацию металлопровода, получим

$$\Sigma h_w = \Sigma h_1 + \Sigma h_m = \lambda \frac{l_1}{d_1} \frac{V_1^2}{2g} + \lambda \frac{l_2}{d_2} \frac{V_2^2}{2g} + \frac{F_1}{F_2} (\xi_{вх} + \xi_{рп}^{30} + \xi_{рп}^{90} + \xi_{вр}) \frac{V_1^2}{2g} \quad (2)$$

Инерционный напор будет равен сумме

$$\Sigma h_i = h_{i_1} + h_{i_2} = \frac{a_1 l_1}{g} \frac{dV}{dt} + \frac{a_2 l_2}{g} \frac{F_1}{F_2} \frac{dV}{dt}, \quad (3)$$

где l_1, l_2 и F_1, F_2 – соответственно длина и площадь сечения центральной стержневой полости и металлопровода; $\xi_{вх}, \xi_{рп}^{30}, \xi_{рп}^{90}$ и $\xi_{вр}$ – местные сопротивления.

Подставив в уравнение (1) вместо величин их значения и приняв во внимание, что $V = -\frac{dz}{dt}$ и $\frac{dV}{dt} = -\frac{d^2Z}{dt^2}$, получим

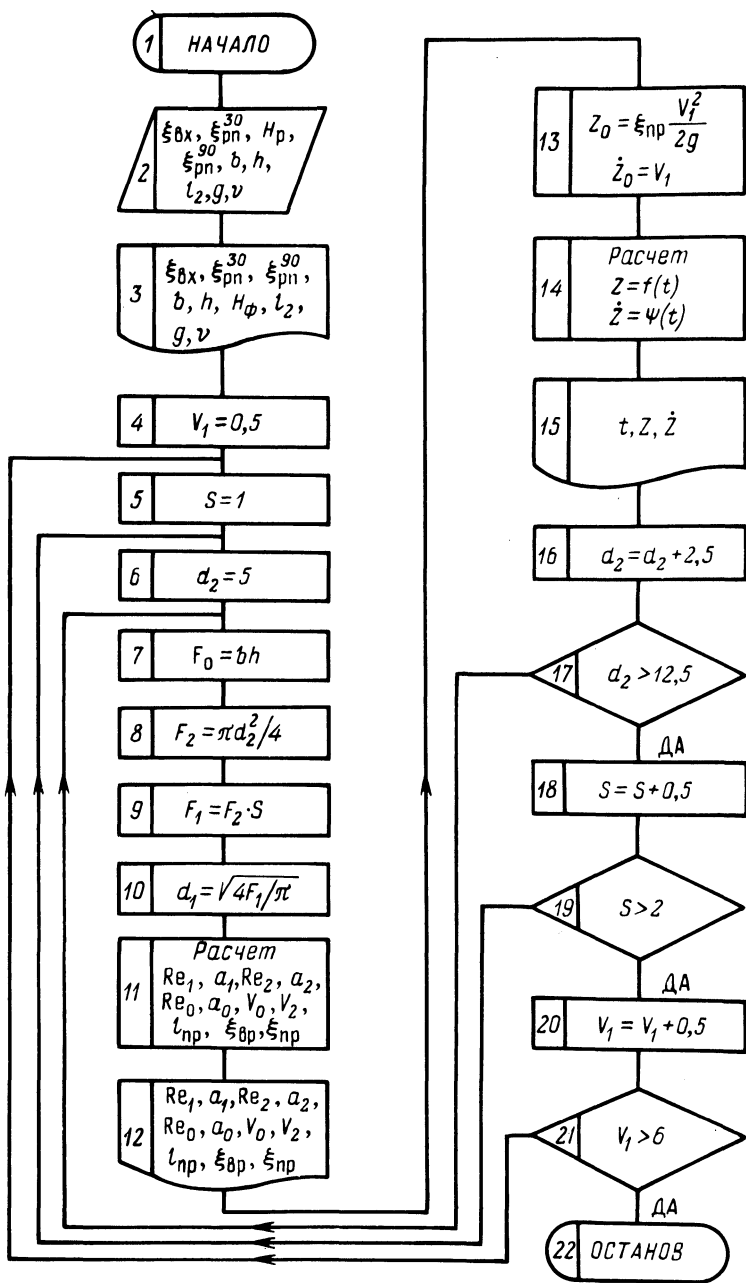


Рис. 1. Блок-схема расчета.

$$\frac{d^2 Z}{dt^2} - 0,5 \frac{\xi_{\text{пр}}}{l_{\text{пр}}} \left(\frac{dZ}{dt} \right)^2 + \frac{g}{l_{\text{пр}}} \cdot Z = 0. \quad (4)$$

Математическую модель процесса запишем в следующем виде:

$$\ddot{Z} - 0,5 \frac{\xi_{\text{пр}}}{l_{\text{пр}}} (\dot{Z})^2 + \frac{g}{l_{\text{пр}}} \cdot Z = 0. \quad (5)$$

Здесь $\xi_{\text{пр}} = (1 + 2,65 \frac{0,3164}{\text{Re}_1^{0,25}}) - (1 + 2,65 \frac{0,3164}{\text{Re}_0^{0,25}}) \frac{F_1^2}{F_2^2} + \frac{F_1}{F_2} (\xi_{\text{вх}} + \xi_{\text{рп}}^{30} + \xi_{\text{рп}}^{90} + \xi_{\text{вр}})$;

$$l_{\text{пр}} = a_1 l_1 + a_2 l_2 \frac{F_1}{F_2}.$$

К интегрированию уравнения (4) и приводится задача об отыскании интересующей нас функции $Z = f(t)$. Найти эту зависимость аналитическим путем не удастся, поэтому был использован численный метод Рунге–Кутты четвертого порядка [1] и разработана блок-схема вычислительного процесса (рис. 1). После ввода исходных данных и их расшифровки (блоки 2 и 3) задаются начальные значения параметров V_1 , $S = \frac{F_1}{F_2}$ и d_2 (блоки 4, 5 и 6), затем рассчитываются и расшифровываются значения параметров F_0 , F_1 и F_2 , a_1 , Re_1 , Re_2 , a_1 , a_2 , Re_0 , a_0 , V_0 , V_2 , $l_{\text{пр}}$ и $\xi_{\text{пр}}$ (блоки 7–12), задаются начальные значения параметров Z_0 и \dot{Z}_0 (блок 13) и производится расчет и вывод на широкую печать значений функций $Z = f(t)$ и $\dot{Z} = \psi(t)$ (блоки 18–20). Программа вычислительного процесса составлена на алгоритмическом языке "ФОРТРАН" и транслировалась на ЭВМ "Минск-32". С небольшими изменениями она может быть использована и для решения задачи на ЭВМ серии "ЕС".

Из полученных значений Z для каждого конкретного случая интерес представляют первые положительная и отрицательная амплитуды колебания, которые дают возможность установить наивысшее положение уровня металла в форме и определить верхнюю границу расположения питателей по ее высоте. На сумму этих амплитуд должна быть увеличена высота формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ф у р у н ж и е в Р.И. Вычислительная техника и ее применение. — Минск, 1975.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ УСТАНОВКА ВЕРТИКАЛЬНОГО
НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ***

На кафедре "Литейное производство черных и цветных металлов" разработана экспериментальная установка вертикального непрерывного литья с применением разовых песчаных стержней, оформляющих внутреннюю конфигурацию отливки (рис. 1). Она предназначена для получения заготовок мерной длины полунепрерывным и непрерывным методами.

Она представляет собой сборную жесткую конструкцию, состоящую из верхней 1 и нижней 2 плит, соединенную между собой направляющими штангами 3 и установленную в специально подготовленной бетонированной яме так, что ее верхняя плита находится выше уровня пола на 20–30 см. В верхней плите имеются два окна для установки кристаллизаторов.

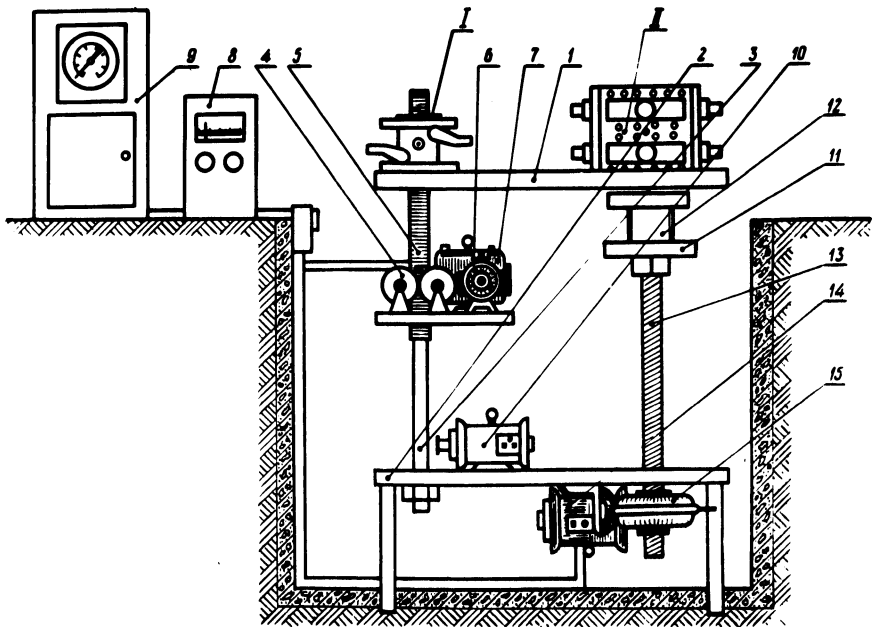


Рис. 1. Экспериментальная установка вертикального непрерывного литья.

*Работа выполнена под руководством канд.техн.наук В.И.Тугова.

Установка состоит из двух ручьев, отличающихся друг от друга по своему назначению.

Непрерывный ручей I предназначен для исследования процесса получения деталей круглого сечения типа поршней и грундбукс, втулок гильз цилиндров, отливок сплошной конфигурации. Отличительной особенностью является наличие приводных направляющих валков 4, обеспечивающих движение вертикальной трубы – затравки 5 и далее отливок. Приводные валки через редуктор 6 соединены с электродвигателем постоянного тока 7, питание которого производится от напряжения 380 В через выпрямитель 8 и силовой шкаф 9. Для последующего отделения отливок на нижней плите установлен пневмоцилиндр 10. Пуск установки осуществляется переносной кнопочной станцией (КС-4). Она работает в полуавтоматическом и автоматическом режимах. Для обеспечения автоматического режима вытяжки в силовом шкафу установлено реле времени с предельными значениями остановок направляющих валков от 0 до 60 с. Процесс непрерывной вытяжки отливок характеризуется получением большого количества литья без переналадки затравочного устройства. Скорость вытяжки регулируется и находится в пределах 0,2–1,5 м/мин.

Полунепрерывный ручей II предназначен для исследования процесса получения станкостроительных заготовок сложного профиля типа реек, станин, имеющих поднутрения, выпуклости, ребра жесткости и другие конструктивные особенности. Стол 11, с установленной на нем затравкой 12, приводится в движение винтовой парой 13, соединенной с электродвигателем постоянного тока 14 через червячный редуктор 15. Система управления режимом и питание такие же, как у непрерывного ручья. Вытяжка производится с различными скоростями движения порядка 0,2–1,0 м/мин в зависимости от проходного сечения и скорости затвердевания отливки. Возможность установки различных кристаллизаторов и соответствующих стержней не исключает перспективы использования этого ручья для получения отливок круглого сечения и обеспечивает широкий диапазон исследования этого процесса.

В настоящее время проводятся работы по исследованию и внедрению в производство обоих методов непрерывного литья по получению заготовок круглого сечения типа поршней, втулок гильз цилиндров и заготовок сложного профиля типа станины балансировочного станка, результаты которых внедряются на Дружковском машиностроительном заводе им. 50-летия Советской Украины, Каунасском заводе "Центролит" и на Минском заводе им. Октябрьской революции.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЗАГОТОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИТЬЕМ НАМОРАЖИВАНИЕМ

Заготовки, получаемые непрерывным литьем намораживанием [1], предназначены для последующей прокатки в фольгу. Высокая интенсивность теплоотвода позволяет получать заготовки из сложных алюминиевых сплавов с достаточно равномерной и мелкозернистой структурой без модифицирования.

Макроструктура сплава на основе алюминия А7 с 0,92% железа и 0,44% кремния приведена на рис. 1. Отсутствие выделения железа в виде игл по границам зерен позволяет успешно прокатывать такую заготовку до толщин порядка 0,1 мм.

С целью исследования особенностей прокатки заготовки из сложных алюминиевых сплавов, полученных литьем намораживанием, были проведены опыты по прокатке рассматриваемых заготовок на лабораторном стане дуо 200. Были прокатаны заготовки из сплава типа АЛЗЧ. Из образцов толщиной 2,3 мм были изготовлены карты для определения оптимальных режимов прокатки. Литая заготовка в холодном состоянии не прокатывалась вследствие высокой ее жесткости. Оптимальным следует признать вариант, когда непосредственно за литейной машиной установлены обжимные валки, которые создают деформацию выходящей заготовки около 10%, что позволяет уменьшить возможное влияние литейной структуры на ее пластичность.

Заготовки из АЛЗЧ перед прокаткой нагревались до температуры 360°C, что позволяло моделировать выход заготовки из литейной машины, и прокатывались. Первый образец прогрелся в течение 10 мин. За один проход лента была обжата с 2,3 мм до 1,5 мм (деформация 37,5%). После такой деформации по центру ленты образовывались сквозные трещины (рис. 2,а), что сделало невозможной дальнейшую прокатку. Было решено увеличить время прогрева заготовки перед прокаткой до 20 мин. Лента прокатывалась по проходам следующим образом: 2,3–1,82–1,4–0,95 мм. После этого появились разветвленные трещины по краям, которые привели к браку проката (рис. 2, б). Прокатка заготовки по схеме 2,3–1,95–1,45–0,95 мм с обрезкой кромок на 10 мм позволила получить ленту без разветвленных трещин на кромках. При прокатке до толщины 0,59 мм вновь стали появляться трещины на кромках. Для получения ленты толщиной 0,165 мм удовлетворительного качества заготовка подвергалась промежуточному отжигу. Прокатка проводилась по схеме: 2,4–1,95–1,45–0,95 – вторичная обрезка кромок на 10 мм – отжиг – 0,86–0,63–0,3–0,165 мм. Полученная лента не имела трещин по кромкам (рис. 2, в) и была достаточно пластичной.

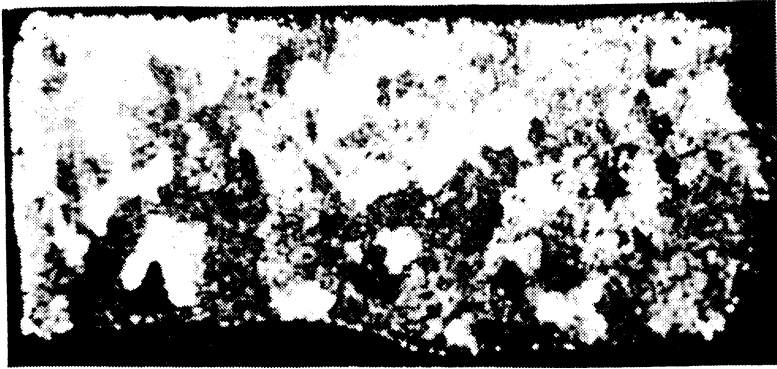


Рис. 1.

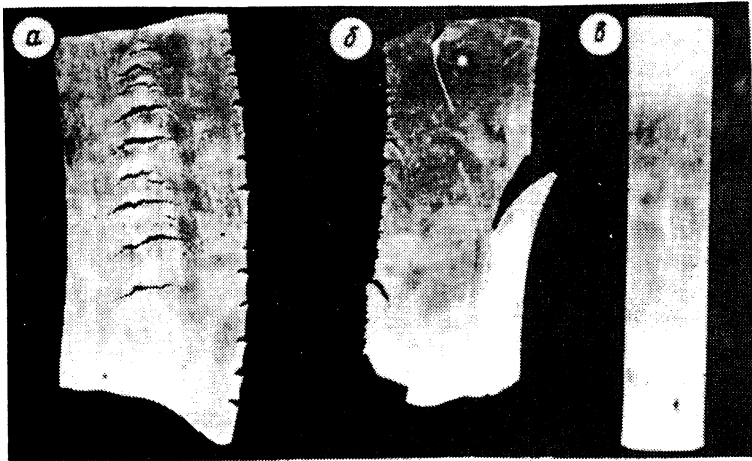


Рис. 2.

Анализ результатов прокатки показывает, что состояние кромок оказывает заметное влияние на получение качественного проката. Необходимо обрезать кромки, условия формирования которых в литейной машине заметно отличаются от условий формирования центральной зоны. Требуется также горячая прокатка сложных алюминиевых сплавов непосредственно за литейной машиной.

Из полученного проката были отштампованы образцы тарной продукции (рис. 3), что подтверждает возможность получения качественных изделий из заготовок, у которых одна поверхность формируется в расплаве.

Следовательно, подбирая оптимальные режимы литья и прокатки, можно получать качественные изделия из алюминиевых заготовок сложного химсостава, намораживаемых на валковый кристаллизатор.



Рис. 3.

ЛИТЕРАТУРА

1. К а л и н и ч е н к о А.С. Исследование влияния технологических факторов на устойчивость намораживания тонкой заготовки. Автореф.канд. дис. — Минск, 1978.

УДК 622.613.5:621.745.34

А.Т.МЕЛЬНИКОВ, Н.А.ДОРОШКЕВИЧ

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА КОРРОЗИЮ АППАРАТОВ ОЧИСТКИ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

Аппараты очистки ваграночных газов мокрого типа работают в условиях повышенного коррозионного износа. Отходящие ваграночные газы нагреты до температуры 700–900⁰С, а в некоторых случаях и до 1100⁰С. Они содержат ряд окислов серы и другие серосодержащие составляющие, которые в процессе очистки растворяются в воде. В процессе длительного использования вода приобретает кислотные свойства. При исходной рН = 7,0–7,5 ед. в течение 4–5 суток кислотность воды возрастает до рН = 4,0–4,5 ед., что ведет к увеличению скорости коррозии.

При введении в оборотную воду поверхностно-активных веществ (ПАВ) молекулы их, адсорбируясь на границе раздела фаз, выполняют роль пассива-

торов и образуют на поверхности металла пленку, которая значительно снижает скорость коррозии. Кроме того, применяемые ПАВ имеют щелочную реакцию, что способствует нейтрализации кислотных свойств оборотной воды.

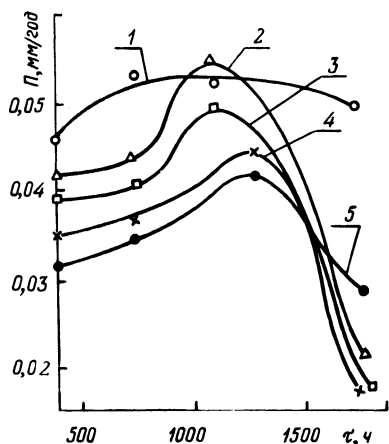


Рис. 1. Влияние ПАА и различных концентраций ДБ на глубинный показатель коррозии:
 1 — техническая вода; 2 — 2,5 г/м³ ПАА + 0,1 кг/м³ ДБ; 3 — 2,5 г/м³ ПАА + 0,25 кг/м³ ДБ; 4 — 2,5 г/м³ ПАА + 0,5 кг/м³ ДБ; 5 — 2,5 г/м³ ПАА + 1,0 кг/м³ ДБ.

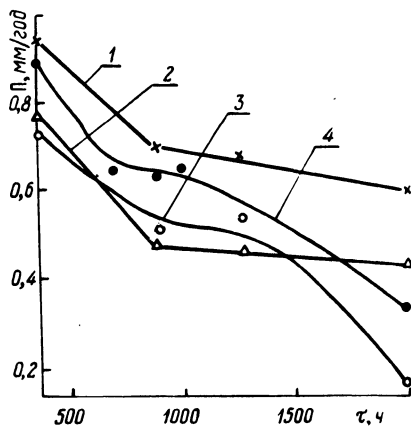


Рис. 2. Влияние ПАА и ПАВ на глубинный показатель коррозии пылеуловителя 5-тонной вагранки ниже уровней орошения:
 1 — оборотная вода; 2 — 2,5 г/м³ ПАА; 3 — 2,5 г/м³ ПАА + 0,5 кг/м³ ДБ; 4 — 2,5 г/м³ ПАА + 0,5 кг/м³ ДС-РАС.

В качестве ПАВ применялись ДБ (полиэтиленгликолевый эфир дитрет бутилфенола), ДС-РАС (детергент советский — растворимый) и высокомолекулярное соединение ПАА (полиакриламид).

Для определения показателей коррозии использовался гравиметрический метод. При этом определялся показатель изменения массы образца (или скорость коррозии)

$$K_m^- = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau},$$

где Δm — уменьшение массы металла в результате коррозии, г; S — площадь поверхности образца, м²; τ — время испытания, ч.

Пересчетом показателя изменения массы получали глубинный показатель коррозии, которым выражается скорость коррозии в мм/год,

$$П = \frac{K_m^- \cdot 8,76}{\rho_{Me}},$$

где $8,76$ — коэффициент изменения размерности; ρ_{Me} — плотность металла, $г/см^3$.

Исследования коррозии проводились в лабораторных и производственных условиях на Минском станкостроительном заводе им. С.М.Кирова в аппаратах очистки ваграночных газов, установленных на двух 5-тонных и одной 3-тонной вагранках. Образцы из конструкционной стали размещались в различных точках системы очистки. Смена образцов производилась через каждые 14–15 суток.

Путем длительных лабораторных исследований были определены концентрации ПАВ, вызывающие наибольшее замедление скорости коррозии образцов. Оптимальным является совместное применение ПАА и ДБ в концентрациях $2,0$ – $2,5$ $г/м^3$ ПАА и $0,5$ $кг/м^3$ ДБ (рис. 1, кривая 4). Несколько меньший эффект дает совместное применение ПАА и ДС–РАС.

Влияние на скорость коррозии найденных концентраций ПАВ было исследовано в заводских условиях. На рис. 2 представлено влияние ПАВ на глубинный показатель коррозии пылеуловителя 5-тонной вагранки.

В результате проведенных исследований определена скорость коррозии различных участков системы очистки. Установлено, что наибольшая скорость коррозии — 2 – 3 $мм/год$ наблюдается на сливе пылеуловителя и в сливных трубах от пылеуловителя к баку-отстойнику. В области ниже уровней орошения пылеуловителя и в баке-отстойнике, в секции слива пылеуловителя скорость коррозии составляет $1,0$ – $1,5$ $мм/год$. Во всех остальных областях системы очистки скорость коррозии не превышает $0,4$ – $0,7$ $мм/год$. Введение ПАА в оборотную систему водоснабжения пылеуловителей снижает скорость коррозии в $1,2$ – $1,3$ раза. При совместном применении ПАА и ДБ скорость коррозии снижается в $2,6$ – $2,8$ раза.

УДК 662.613.5:621.745.34

Л.Е.РОВИН, В.Н.ЗАНИМОН

ОПЫТ ПРОЕКТИРОВАНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИИ СИСТЕМЫ ТОНКОЙ ОЧИСТКИ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

Лабораторией НИЛЮгаз разработана система тонкой очистки и обезвреживания газов от блока из трех вагранок открытого типа производительностью 18 – 20 $т/ч$ для Минского автомобильного завода.

Система предназначена для снижения количества выбросов пыли и окиси углерода до уровня $0,1$ $г/м^3$ и $0,1\%$ соответственно. В систему очистки входят мокрые пылеуловители, узлы дожигания, труба Вентури, каплеотделитель, система воздухопроводов, дымовая труба, системы водоснабжения, КИП и автоматика безопасности.

Технические данные системы следующие.

Расход очищаемых газов – 60 тыс. м³/ч; температура газов до входа в мокрый пылеуловитель – 1100⁰С; температура газов на выходе из системы – 50–60⁰С; запыленность газов на входе в систему – 6–20 г/м³; запыленность газов на выходе из мокрого пылеуловителя – 0,4–0,6 г/м³; запыленность газов на выходе из системы – не более 0,1 г/м³; разрежение, создаваемое в системе, – до 3000 мм вод.ст.; концентрация окиси углерода перед дожиганием – 10–22%; после дожигания – 0,1–0,2%; расход воды (оборотной) – 55–65 м³/ч; давление воды перед форсунками – 2,0–2,5 атм; расход природного газа на одну вагранку – 55–65 м³/ч; установленная мощность (без резерва) – 676 кВт.

Очистка газов от пыли осуществляется последовательно в двух аппаратах: мокрым пылеуловителе и трубе Вентури. В первом газы очищаются от крупно- и среднedisперсной пыли и охлаждаются до температуры 100–150⁰С, что позволяет легко транспортировать их по тракту очистки.

Первая ступень, состоящая из пылеуловителя и узла дожигания, эксплуатируется на заводе с 1975 г. В результате исследования их работы в промышленных условиях появилась новая модификация аппарата.

Усовершенствованный пылеуловитель отличается измененной конструкцией форсунок, наружным расположением коллекторов, уменьшенным углом конусности обтекателя, устройством для контроля температуры корпуса, установкой жалюзи над люками и их ограждением. Перечисленные изменения сделали обслуживание пылеуловителя более удобным, а его работу более эффективной.

В процессе эксплуатации узла дожигания в его конструкцию также были внесены существенные доработки. Изменено расположение запальной спирали и горелки-запальника. Пережимное кольцо перед узлом дожигания из-за его низкой стойкости было заменено огнеупорными плитами, упрощена схема КИП, что повысило надежность эксплуатации.

Серьезные трудности встречаются при проектировании кольцевых труб Вентури и системы газопроводов, работающих под высоким разрежением из-за отсутствия методики расчета. Вследствие этого разработана конструкция трубы со сменными вставками, позволяющая по результатам испытаний подобрать нужное сечение горловины. Газопроводы выполнены сварными из листа толщиной 3–5 мм и банджами через 1 м.

Конструкция каплеотделителя в процессе проектирования и опытно-промышленных исследований также существенно переработана по сравнению с традиционными.

Сложные в изготовлении жалюзи были заменены сборными кассетами-элиминаторами по типу применяемых в аппаратах "Prodlen" (ПНР). Однако число последовательно установленных кассет увеличено втрое с целью повышения эффективности отделения мелких капель воды из газового потока, с той же целью дополнительно был установлен коленный сепаратор в трубе

Вентури. Форма корпуса пылеуловителя выполнена обтекаемой, близкой к профилю летящей капли, что существенно уменьшает сопротивление аппарата. Увеличена также жесткость корпуса, так как при разряжении до 30000 Па стенки аппарата подвергаются сжатию с силой примерно 12 т. В качестве гидрозатворов были применены гибкие резиновые клапаны, разработанные институтом ВНИПЧЭО.

В настоящее время в стране не выпускаются дымососы на разряжение до 30000 Па, что необходимо для преодоления сопротивления высокоскоростных труб Вентури в системах очистки. Поэтому в данном проекте были использованы нагнетатели 1050–13–1 в режиме дымососов. Испытания показали, что в этом случае перепад, создаваемый нагнетателями, снижается на 20–30%.

Значительно переработана была система КИП и автоматики безопасности. Так, во избежание подсосов СО в газовый тракт при отключении нагнетателей установлены предохранительные клапаны, открывающиеся при уменьшении разряжения. Смонтирован обводной тракт, который используется при кратковременных отключениях второй ступени очистки без остановки нагнетателя. Включение обводного тракта производится автоматически при погасании горелок узла дожигания. Выход из строя узла дожигания контролируется по показаниям термопары. Дополнительные блокировки предусматриваются при повышении температуры газов перед нагнетателями, падении давления воды, повышении температуры корпуса пылеуловителя, превышении нагрузки на привод нагнетателя.

Работа системы очистки фиксируется мнемосхемой на пульте плавильного участка. Там же размещены щиты дистанционного управления.

Испытания системы в различных режимах показали ее устойчивость и перспективность для использования в чугунолитейных цехах, оснащенных вагранками открытого типа.

УДК 621.74.08:669.13

О.С.КОМАРОВ, В.Д.ТУЛЬЕВ

О КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК НА ГЛУБИНУ ОТБЕЛА ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК

При литье чугуна в металлические формы основной задачей модифицирования является устранение отбела. По механизму действия различают два типа модификаторов. В одном случае модифицирующее действие присадок связывают с их поверхностной активностью [1]. Адсорбируясь на гранях зарождающихся кристаллов, эти добавки дезактивируют имеющиеся центры кристаллизации, увеличивают переохлаждение расплава, в результате чего

стимулируется зарождение новых зародышей. В другом случае эффективность модификаторов связывают с образованием неметаллических включений, которые служат подложками для зарождения графита [2]. При этом уменьшается переохлаждение и увеличивается количество центров кристаллизации. Так как оба типа модификаторов в определенных условиях способствуют росту числа центров кристаллизации, представляла интерес попытка сравнить их влияние на отбеливаемость кокильных отливок из серого чугуна.

Для проведения экспериментов была использована следующая методика. Серый чугун эвтектического состава заливали в сухую форму. Для создания направленного затвердевания с одного торца формы помещали медный холодильник, масса которого более чем в три раза превышала массу отливки. Образцом служила плита 140x100x30. Металл расплавляли в силитовой печи. Температура заливки составляла 1340°C. В полости формы на расстояниях 2,5; 9; 15; 25; 45 и 80 мм от холодильника устанавливали платино-платинородиевые термопары в кварцевых колпачках \varnothing 2 мм, позволявшие определить скорость охлаждения слоев расплава, удаленных на различные расстояния от холодильника, и продолжительность кристаллизации расплава в этих слоях.

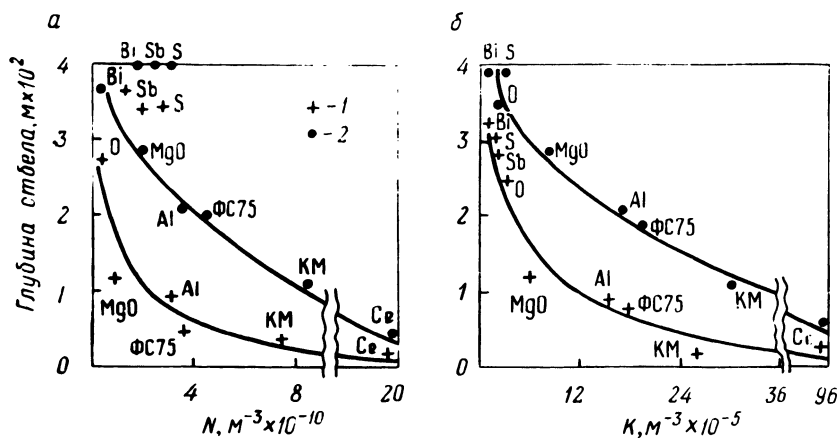


Рис. 1. Влияние числа эвтектических ячеек (а) и коэффициента К (б) на глубину отбела:

1, 2 — соответственно начало и конец переходной зоны.

Всего поставлено 10 серий экспериментов, в ходе которых в расплав вводили 0,3% ФС75; 0,1% Се; 0,1% S; 0,05% Bi; 0,02% Те; 0,02% MgO; 0,1% Al; 0,1% Sb или 0,2 Сг. Плиты после охлаждения разрезали на половине высоты и в местах начала и конца переходной зоны от ледебурита к аустенитно-графитной эвтектике определяли количество эвтектических ячеек и их

размеры. Травление осуществляли реактивом Стеда. На образцах измеряли глубину полного отбела и ширину переходной зоны.

Известно, что основным фактором, определяющим глубину отбела при фиксированных скоростях охлаждения серого чугуна, является количество центров кристаллизации [3]. В связи с этим строили зависимость, связывающую удаление начала и конца переходной зоны от холодильника с числом ячеек. Результаты приведены на рис. 1,а. Характерно, что графитизирующие добавки (ФС75, Се, Al, MgO) располагаются вблизи кривой, хорошо согласующейся с теоретически рассчитанной зависимостью [4]. Антиграфитизаторы и поверхностно-активные вещества не укладываются в общую зависимость. Добавка этих веществ вызывает рост глубины отбела, несмотря на увеличение числа центров кристаллизации.

В соответствии с общими теоретическими представлениями [5] отбел возникает в тех случаях, когда теплоотвод опережает выделение теплоты кристаллизации, в результате чего температура расплава опускается ниже равновесной температуры кристаллизации ледобурита. Так как на выделение теплоты кристаллизации влияет не только количество ячеек, но и скорость их роста, сделана попытка обработать полученные результаты с учетом скорости роста эвтектических ячеек.

На рис. 1, б показана связь глубины отбела с коэффициентом K , являющимся произведением числа ячеек на скорость их роста для слоев, лежащих в начале и конце переходной зоны. Введение коэффициента K устранило наблюдаемое ранее противоречие, и все добавки расположились вблизи общей кривой.

Таким образом, при оценке изменения глубины отбела, вызванного введением добавки, необходим комплексный учет ее влияния на число центров кристаллизации и скорость их роста.

ЛИТЕРАТУРА

1. Р е б и н д е р П.А. Исследование в области поверхностных явлений. ГОНТИ, 1936.
2. О к н о в М.Т. Металлургия чугуна. ГОНТИ, 1936.
3. К о м а р о в О.С., Т у л ь е в В.Д. Влияние числа эвтектических ячеек на глубину отбела чугуновых отливок. — Литейное производство, 1978, № 11.
4. К о м а р о в О.С. Формирование структуры чугуновых отливок. — Минск, 1977.
5. Г и р ш о в и ч Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. — М., 1966.

Раздел II. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.14.018.254:620.17

Н.С.ТРАЙМАК, С.А.ЛИХАЧЕВ, В.А.СТАСЮЛЕВИЧ

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА РАЗГАРОСТОЙКОСТЬ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

Исследования выполнены на двух марках штамповых сталей, подвергнутых различным режимам термической обработки (табл. 1). Термоциклирование осуществлялось при следующих параметрах: нагрев в свинцовой ванне до 650°C , охлаждение в кипящей воде. В качестве критериев оценки разгаростойкости приняты следующие показатели: количество циклов до появления первых трещин (K_1); протяженность трещин, мм (K_2).

Изменение твердости в зависимости от температур закалки и отпуска подчинено известным закономерностям, связанным с протеканием разупрочняющих процессов и дисперсионным твердением.

Разгаростойкость стали 4ХСМНФЦР с повышением температуры отпуска увеличивается. Выше оптимальной температуры отпуска она уже резко снижается (рис. 1). Увеличение температуры закалки приводит к возрастанию разгаростойкости, причем наблюдается непрерывное ее повышение.

Для высоких температур закалки оптимальным является отпуск 600°C , для низких – 400°C . При этом изменение значений второго показателя разгаростойкости сходно с изменением первого, а оптимальные температуры отпуска также находятся в указанном интервале (рис. 2).

Влияние термообработки на разгаростойкость стали 5ХЗВЗМФС несколько отлично от предыдущей. В диапазоне исследуемых температур отпуска увеличение температуры закалки повышает разгаростойкость. Однако в этом случае имеется оптимум по температуре, который соответствует 1150°C (судя по значениям показателя K_1) или 1100°C (по K_2). Для высоких температур закалки рациональным является отпуск 600°C , низких – 500°C .

Сохранение высоколегированного твердого раствора при низких температурах отпуска и высоких закалки уменьшает теплопроводность и увеличивает напряжение при термоциклировании, что является причинами снижения разгаростойкости [1]. При высоких температурах отпуска во всем интервале температур закалки происходит коагуляция карбидной фазы, обеднение

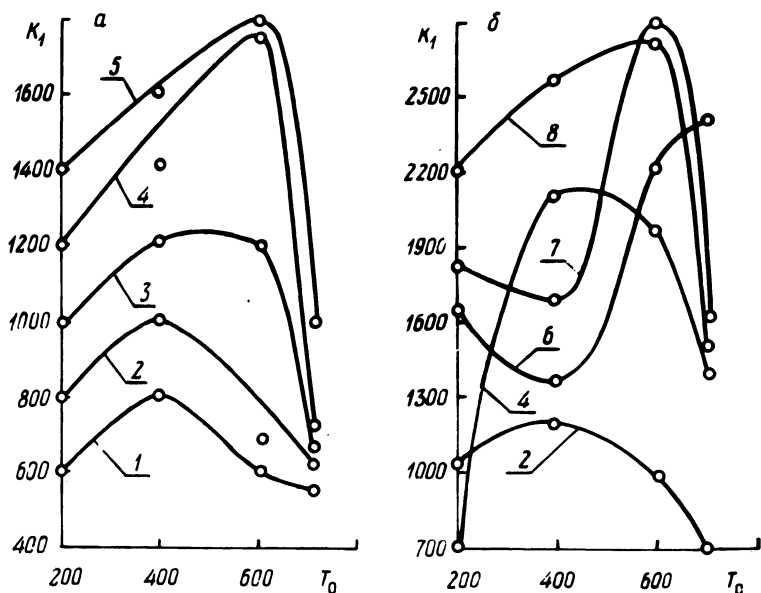


Рис. 1. Разгарзистость сталей 4ХСМНФЦР (а) и 5ХЗВЗМФС (б), закаленных с температурами 850 (1); 900 (2); 950 (3); 1000 (4); 1050 (5); 1100 (6); 1150 (7); 1200°С (8).

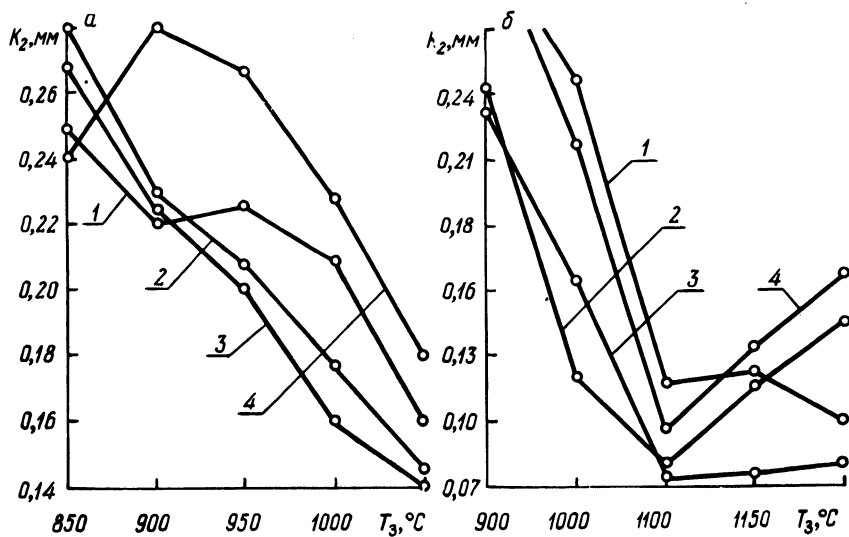


Рис. 2. Влияние температуры закалки (T_3) на разгарзистость сталей 4ХСМНФЦР (а) и 5ХЗВЗМФС (б), отпущенных при температурах 200 (1); 400 (2); 600 (3); 700°С (4).

Т а б л и ц а 1. Твердость (HRC) штамповых сталей

Марка стали	Температура отпуска, °С	Температура закалки, °С							
		850	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
4ХСМФЦР	200	41	50	51	54	52	—	—	—
	400	36	47	48	49,5	49	—	—	—
	600	32	38	42,5	46,5	48	—	—	—
	700	23	26	30	38	39	—	—	—
5ХЗВЗМФС	200	—	40	—	52	—	55	54	51
	400	—	40	—	48	—	53	52	50
	600	—	34	—	47	—	52	54	53
	700	—	22	—	35	—	41	45	40

твердого раствора легирующими элементами, что также снижает разгаростойкость.

Вследствие коагуляции карбидной фазы нарушается когерентная связь карбидов с матрицей сталей. При этом снижается сопротивление сталей процессам разупрочнения, вызванных возрастанием плотности дислокаций и вакансий, их перемещением, и образуются микротрещины термической усталости. Границы раздела между карбидной фазой и твердым раствором могут быть в свою очередь источниками зарождения трещин. Увеличение ударной вязкости в результате возрастания температуры отпуска не может в полной мере компенсировать снижение разгаростойкости.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. — М., 1975.

УДК 669.14.018.254

С.А.ЛИХАЧЕВ, Н.С.ТРАЙМАК

К ВОПРОСУ ВЫБОРА ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

В настоящее время существует большое многообразие методов испытания материалов на разгаростойкость. Выбор лучшего метода, а также разработка новых, более эффективных методов возможны только в случае определения наиболее важных элементов в испытании. Первостепенными параметрами, на наш взгляд, являются: размер и форма объекта циклирования, температура на его поверхности, уровень термических напряжений, тип источника нагрева и охлаждения, время испытания, критерии оценки и т.д.

Практика показала, что большие возможности в этом плане открываются при испытании на разгаростойкость дисковых образцов.

Для оценки термоупругих напряжений у поверхности такого образца получено выражение

$$\sigma_{\Pi} = \frac{E\alpha}{\lambda} SR (\theta_{\text{ср}} - \theta_{\Pi}), \quad (1)$$

где σ_{Π} – тангенциальные напряжения у поверхности; E, α, λ – соответственно модуль упругости, коэффициенты теплового расширения и теплопроводности; S – плотность (интенсивность) теплового потока на поверхности тела; R – радиус диска; $\theta_{\text{ср}}, \theta_{\Pi}$ – параметры температуры соответственно средней и поверхности.

Температура на поверхности определяется выражением

$$t_{\Pi} = t_0 + \theta_{\Pi} \frac{SR}{\lambda}, \quad (2)$$

где t_{Π}, t_0 – соответственно температура поверхности и начальная тела.

Выражения (1), (2) справедливы, если при нагреве (охлаждении) имеют место ГУ II рода. Предполагается также, что каждый раз нагрев начинается, когда начальная температура тела одинакова по всему объему.

Из (2) выразим θ_{Π}

$$\theta_{\Pi} = \frac{(t_{\Pi} - t_0) \cdot \lambda}{SR}. \quad (3)$$

Подставив в (3) значение критерия Фурье [1], получим

$$\tau = \frac{R^2}{2a} \left(\frac{(t_{\Pi} - t_0)\lambda}{SR} - 0,25 \right). \quad (4)$$

Во многих случаях значением вычитаемого можно пренебречь

$$\tau = \frac{\Delta t \lambda R}{2aS}, \quad (5)$$

где a – коэффициент температуропроводности; τ – время. Выражение (4), связывающее основные параметры термоциклирования, справедливо для $Fo > 0,5$. Для значений $Fo < 0,5$ это выражение имеет другой вид, а расчет основывается на использовании номограммы (рис. 42–1, с. 259 в работе [1]).

В табл. 1 в качестве примера приведены данные влияния источников нагрева на уровень температурных напряжений (выбрано $5 \cdot 10^8$ Па), температуру поверхности (520°C), радиус образца и время нагрева. Расчет проведен для стали 45.

Т а б л и ц а 1

Источник нагрева	S, Вт/м ²	R, мм	$\sigma_p, 10^8$ Па	τ, c
Электродпечь	$10^4 \dots 10^5$	400	5,0	1,28·3600
Расплавы солей, металлов	$10^5 \dots 10^7$	<40	5,0	< 36
ТВЧ	$10^6 \dots 10^8$	< 10	5,0	< 10
Низкотемпературная плазма	$10^8 \dots 10^9$	< 5	5,0	< 2
Лазерный	$> 10^{10}$	$\approx 1,0$	5,0	< 0,01

Данные таблицы свидетельствуют, что применение источников нагрева с большей интенсивностью (ТВЧ, плазменный и лазерный) дают возможность моделировать температурно-силовые условия работы поверхности прессформ на объектах небольшого сечения. При этом, что также важно, время циклирования существенно уменьшается.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Пехович А.И., Жидких В.Н. Расчеты теплового режима твердых тел. — Л., 1976.

УДК 621.785.51.06

М.Г. КРУКОВИЧ, Л.А. ВАСИЛЬЕВ

ПРИМЕНЕНИЕ ХИМИКО–ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА

Процесс борирования является одним из эффективных видов химико-термической обработки (ХТО), повышающий такие эксплуатационные свойства инструмента, деталей машин и технологической оснастки, как износостойкость, коррозионную устойчивость и жаростойкость.

В настоящее время этот процесс можно классифицировать по физическим и технологическим факторам. К физическим факторам следует отнести способ осуществления процесса насыщения и фазовый состав получаемых диффузионных покрытий, к технологическим — температуру насыщения и области применения покрытий. Связь между указанными факторами заключается в том, что, варьируя температурой процесса борирования и фазовым

составом покрытия, можно обеспечить требуемые свойства боридным покрытиями.

Проведенные исследования закономерностей формирования и свойств боридных покрытий, а также опыт их практического использования позволяют технологию процесса борирования подразделить на три вида: высокотемпературное борирование, осуществляемое при температурах 950^oC и выше; среднетемпературное борирование, осуществляемое в интервале температур 750...900^oC; низкотемпературное борирование, осуществляемое в интервале температур 550...700^oC.

Особое внимание следует обратить на то, что необходим дифференцированный подход при выборе режима насыщения, исходя из условий эксплуатации упрочняемого изделия. Выбор режима упрочняющей обработки изделий, способ насыщения и фазовый состав боридных слоев зависят от следующих основных факторов: условий эксплуатации, причин выхода из строя и величины допустимого износа рабочих поверхностей, марки стали изделия, класса точности изготовления, необходимого класса чистоты рабочих поверхностей, размера и серийности.

Использование процесса борирования для упрочнения штампового инструмента обеспечивает повышение эксплуатационной стойкости: тяжело-нагруженного горячештампового инструмента в 1,5–2 раза; выталькивателей горячештампового инструмента в 2–2,5 раза; вставок горячей формовки в 2–4 раза; инструмента для холодной обработки металлов (вытяжные, гибочные, формообразующие штампы) в 4–6 раз; вырубных штампов и пуансонов в 2–3 раза.

Повышение эксплуатационных свойств борированных изделий может быть достигнуто путем снижения традиционной температуры процесса насыщения. Это приводит к повышению текстурованности боридных фаз и покрытий, получению их оптимального соотношения, созданию благоприятной шюры остаточных напряжений в упрочненном изделии, повышению дисперсности структуры, а также к частичному или полному исключению объемного эффекта от фазовых превращений в сердечнике.

УДК 621. 78:620.22 – 419.8

В.И.БЕЛЯЕВ, Д.Г.ДЕВОЙНО

ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СОЕДИНЕНИИ МЕДЬ–ТИТАН

Эксплуатация медно-титановых композиций при повышенных температурах может сопровождаться изменением служебных характеристик из-за процесса возникновения и роста на границе раздела металлов диффузионных прослоек, содержащих интерметаллиды.

С целью прогнозирования работоспособности сваренных взрывом при различных начальных температурах медно-титановых соединений исследовалась кинетика роста в них интерметаллидов при нагревах. Для этого использовалась общепринятая методика [1]: сваренные образцы выдерживались в печи при фиксированных температурах в течение различного времени. Интервал исследованных температур составлял 473–1173 К, время выдержек – от 20 мин до 200 ч. Для предотвращения окисления нагрев проводился в соляных ваннах или применялась специальная обмазка, состоящая из смеси жидкого стекла и окиси алюминия. Из подвергнутых отжигу образцов изготавливались микрошлифы, на которых изучались фазовый состав, законы роста интерметаллидного слоя, микротвердость, изменения удельного электросопротивления.

Для экспериментов использовались биметаллы, сваренные взрывом по трем вариантам: начальная температура заготовок была 293 К; начальная температура медной составляющей – 77 К, а титановой – 293 К; начальная температура обеих заготовок – 77 К.

Технологические параметры соударения были подобраны таким образом, что в зоне контакта отсутствовали диффузионные зоны и химические соединения.

После отжига при температурах 473 К и 573 К в течение 200 ч микроструктурным и микрорентгеноспектральным анализами не выявлено протекания диффузионных процессов на границе раздела металлов. Начиная с температуры 673 К в зоне контакта образуется промежуточный слой, который состоит из двух интерметаллидных соединений $TiCu_3$ и $TiCu$. Были проведены исследования изменений толщины этого слоя в зависимости от температуры и времени нагрева.

Анализируя полученные экспериментальные результаты, установили, что кинетика роста интерметаллидной зоны в пределах исследованных температур (673 К – 973 К) подчиняется параболическому закону, т.е.

$$y^2 = K_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) (t - t_0), \quad (1)$$

где y – толщина прослойки; K_0 – коэффициент, не зависящий от температуры; E – энергия активации диффузии; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; t – время выдержки при данной температуре; t_0 – время образования зародышей новой фазы.

В работе [2] показано, что время образования зародышей новой интерметаллидной фазы обычно определяется уравнением

$$t_0 = K_1 \exp \frac{Q}{RT}, \quad (2)$$

где K_1 – коэффициент, не зависящий от температуры; Q – эффективная энергия активации процесса.

С помощью известной методики [3] определены величины K_0 , K_1 , E и Q . Подставив значения указанных коэффициентов в уравнение (1), получили законы роста диффузионной интерметаллидной зоны соединения медь-титан в виде следующих выражений:

сварка при начальной температуре заготовок 293 К

$$y^2 = 13,5 \cdot 10^{-2} \exp\left(-\frac{16,6 \cdot 10^3}{RT}\right) (t - t_0), \text{ мкм}^2; \quad (3)$$

сварка с предварительным охлаждением меди до 77 К

$$y^2 = 18,3 \cdot 10^{-2} \exp\left(-\frac{22,9 \cdot 10^3}{RT}\right) (t - t_0), \text{ мкм}^2; \quad (4)$$

сварка с предварительным охлаждением всей композиции до температуры кипения жидкого азота

$$y^2 = 66,9 \cdot 10^{-2} \exp\left(-\frac{33,2 \cdot 10^3}{RT}\right) (t - t_0), \text{ мкм}^2. \quad (5)$$

Время образования зародышей новой фазы t_0 для всех трех вариантов сварки определилось уравнением

$$t_0 = 13 \exp\left(\frac{30,8 \cdot 10^3}{RT}\right), \text{ с}. \quad (6)$$

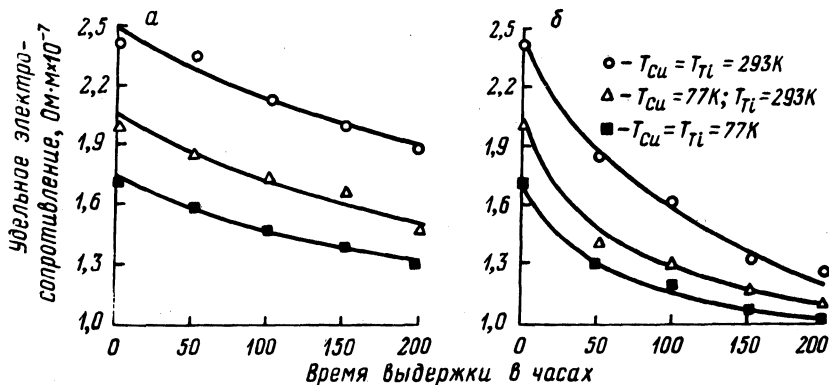


Рис. 1. Зависимость удельного электросопротивления биметалла медь-титан, полученного сваркой взрывом при различных технологических температурах от времени отжига:

а, б — температура отжига 473 и 573 К соответственно.

Анализ полученных зависимостей показывает, что энергия активации диффузии соединения, сваренного взрывом с предварительным охлаждением, значительно больше, чем у биметалла, полученного при нормальной температуре. Это явление объясняется следующим: образованием меньшего числа

микроразродышей интерметаллидов в зоне контакта при сварке с предварительным охлаждением; уменьшением степени пластической деформации охлажденных материалов, снижающих количество активных центров, которые стимулируют образование интерметаллидного слоя.

Второе положение подтвердилось результатами экспериментов по исследованию удельного электросопротивления (рис. 1). У образцов, полученных сваркой с применением предварительного охлаждения, удельное сопротивление значительно меньше, чем у изготовленных при нормальных начальных температурах. Это связано с меньшим уровнем внутренних напряжений и снижением количества образующихся дефектов. Отжиг при температурах 473 К и 573 К, когда еще не образуется интерметаллидный слой, вызывает во всех случаях плавное увеличение электропроводности, причем более интенсивное при температуре 573 К. Данное явление вызвано релаксационными процессами, устраняющими напряженное состояние материала.

В ы в о д ы. 1. При температурах нагрева соединения медь-титан, полученного сваркой взрывом, до 573 К на границе раздела металлов не образуются новые промежуточные фазы, а при нагреве до 673 К и выше — появляется диффузионная интерметаллидная прослойка.

2. Получены уравнения, описывающие кинетику роста образующейся интерметаллидной прослойки.

3. Установлено, что при получении биметалла медь-титан, используемого для токопроводящих изделий, целесообразно проводить сварку взрывом с предварительным охлаждением меди до криогенных температур и выполнять последующий отжиг композиционного материала при температуре не выше 573 К. При таком режиме изготовления биметалл будет иметь минимальное электросопротивление.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. З а й т Б. Диффузия в металлах /Под ред. Б.И.Болтакса. Пер. с нем. — М., 1958.
2. Л а р и к о в Л.Н., Р я б о в В.Р., Ф а л ь ч е н к о В.М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. — М., 1975.
3. Р о й т е р В.А. Введение в теорию кинетики и катализа. — Киев, 1962.

КАРБИДИЗАЦИЯ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОМ, ХРОМОМ, МОЛИБДЕНОМ*

Известно, что карбидизация является эффективным способом поверхностного упрочнения трущихся деталей, работающих в условиях высоких удельных нагрузок [1,2]. Элементы, образующие карбиды, не переходящие полностью в раствор при закалке, способствуют повышению износостойкости карбидизированного слоя, одновременно препятствуя росту зерна.

Систематические исследования влияния легирующих элементов на прочность и износостойкость карбидизированного слоя еще не проводились. Имеющиеся работы недостаточно освещают этот вопрос. В работах [1...3] показана перспективность применения высокохромистых сталей для штампового инструмента.

Специально выплавленные стали, легированные Cr, W, Mo (1–12%), а также комплексом этих элементов, были подвергнуты карбидизации. Это обеспечило получение твердого износостойкого поверхностного слоя при вязкой и пластичной сердцевине.

Плавка проводилась в 100 кг индукционной электропечи с кислой футеровкой. В качестве шихты служили отходы штамповки. Отливки весом 30–35 кг подвергали ковке при температурах 850–1100⁰С на квадрат 35 x 35 мм. Для получения равномерной структуры поковки отжигали при 850–900⁰С в течение 4 ч. Твердость после отжига НВ 170–190. Исследование проводилось на образцах 10 x 10 x 20. Карбидизацию проводили в смеси состава 85% древесного угля и 15% питьевой соды (NaHCO₃) при температурах 950–1050⁰С в течение 4, 6 ч в контейнерах с плавким затвором. Испытание на изнашивание осуществляли на машине типа "МИ". Микротвердость измеряли на приборе ПМТ–3 при нагрузке 50 г.

При исследовании сталей, легированных одним элементом, наиболее высокую твердость и износостойкость показали стали, содержащие 12%Cr, 9%Mo, 12%W.

Результаты исследований сталей с комплексными легирующими элементами показали, что эти стали не уступают аналогичным высокохромистым сталям типа 20Х13.

Цементованный слой имеет структуру мелкоигольчатого мартенсита с равномерно распределенными мелкодисперсными карбидами типа МС, М₂С, М₇С₃ и небольшим количеством остаточного аустенита. Такая структура способствует повышению износостойкости штампового инструмента.

Распределение микротвердости по толщине карбидизированного слоя

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

показано на рис. 1. Результаты экспериментов были подтверждены производственными испытаниями, проведенными на ПТО "Горизонт" на стали, содержащей 12% Cr. Стойкость вырубного штампа, предназначенного для вырубки отверстий с диаметром 8 мм и толщиной листа 2 мм, увеличилась после цементации в 2–3 раза.

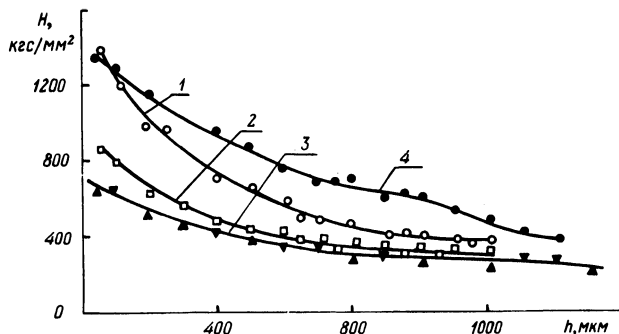


Рис. 1. Изменение микротвердости (Н) по глубине цементованного слоя (h):
 1, 2 — сталь с 12% Cr и W соответственно; 3 — сталь с 9% Mo; 4 — сталь с 12% Cr, 0,8 W, 1,5 Mo.

Имеющиеся данные позволяют сделать вывод о необходимости дальнейшего проведения работ по изучению влияния легирующих элементов на износостойкость карбидизированной стали и перспективности данного направления.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ляхович Л.С., Ворошнин Л.Г., Карпенко Д.П. Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки. — Минск, 1971.
2. Ворошнин Л.Г., Борисенок Г.В., Васильев Л.А. Опытнo-промышленное опробование и внедрение химико-термической обработки инструмента, деталей машин и технологической оснастки. — В сб.: Защитные покрытия на металлах. Киев, 1977, вып. 11.
3. Исследование износостойкости многокомпонентных диффузионных покрытий с применением математических методов планирования эксперимента / Н.Н.Голего, Л.Г.Ворошнин, В.Ф.Лабунец, М.В.Киндрачук — В сб.: Защитные покрытия на металлах. Киев, 1977, вып. 11.

Л.А.ВАСИЛЬЕВ, Б.С.КУХАРЕВ, В.И.ЗЯБКИН,
Г.В.ЗЯБКИН, П.Д.ИЛИЕВ

ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛЕЙ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНО НАНЕСЕННЫМИ ЦИНКОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

В настоящей работе исследовалась возможность интенсификации процесса газовой цементации сталей 25ХГТ и 20ХНЗА за счет изменения углеродного потенциала путем предварительного цинкования цементуемой поверхности.

Предварительное цинкование осуществляли парофазовым методом в порошковых средах. Состав насыщающих сред приведен в табл. 1.

Температура процесса цинкования изменялась от 400 до 600°C, время выдержки составляло 1,5 ч. Цементация проводилась в шахтных печах с использованием природного газа при температуре 930°C в течение 2–8 ч. Последующая термообработка цементованных образцов заключалась в закалке с повторного нагрева с $t = 850^\circ\text{C}$ в масло и отпуска ($t = 190^\circ\text{C}$, $\tau = 2,5$ ч).

За толщину цементованного слоя принималась сумма толщин заэвтектоидной, эвтектоидной и доэвтектоидной зон.

Данные по кинетике формирования цементованного слоя на стали 25ХГТ представлены в табл. 2.

Установлено, что помимо существенного сокращения продолжительности цементации (2 раза) при прочих равных условиях концентрация углерода в заэвтектоидной зоне предварительно цинкованных сталей возрастает до 1,2–1,5%.

После термообработки это соответственно приводит к увеличению поверхностной твердости сталей до 8000–9000 МПа. Для сталей, обработанных по типовому режиму, твердость заэвтектоидной зоны достигает 6500–7500 МПа.

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

Наименование материала	Содержание (в %) по массе		
	1	2	3
Цинковый порошок (ПЦ-2) ГОСТ 12601-67	20	30	40
Хлористый аммоний (NH_4Cl) ГОСТ 3773-60	1,5	1,5	1,5
Окись алюминия (Al_2O_3) МРТУ 6-09-2064-64	Остальное	Остальное	Остальное

Т а б л и ц а 2. Кинетика формирования цементованного слоя на стали 25ХГТ

Режим цинкования*		Толщина цементованного слоя, мм			
Содержание цинка в смеси (в %) по массе	Температура цинкования, °С	Продолжительность цементации, ч			
		2	4	6	8
20	500	0,695	0,980	1,270	1,650
30	500	0,790	1,450	1,650	2,10
40	500	0,850	1,470	1,740	2,25**
30	400	0,750	1,115	1,550	1,850
30	500	0,850	1,470	1,610	2,230
30	600	0,780	1,370	1,690	1,950
—	—	0,470	0,620	0,890	1,120

* Продолжительность цинкования 2,5 ч.

**Цементация сталей, цинкованных в смеси, содержащей 40% цинка при 500°С приводит к заметному ухудшению качества поверхности.

УДК 621.785.53.062

М.Г.КРУКОВИЧ, Г.В.СТАСЕВИЧ

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ БОРИРОВАНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Борирование, осуществляемое при температурах ниже точки A_{c1} для сталей (в интервале температур 550–700°С), является одним из новых видов низкотемпературной химико-термической обработки. Этому виду обработки присущи все достоинства низкотемпературных процессов диффузионного насыщения.

Целью данной работы являлось исследование процесса низкотемпературного борирования конструкционных штамповых и быстрорежущих сталей. Проведенные исследования технологических характеристик различных составов и скорости формирования боридных слоев позволили рекомендовать для электролизного и безэлектролизного жидкостного низкотемпературного борирования составы, содержащие (в вес.%):

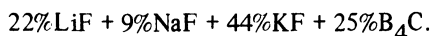
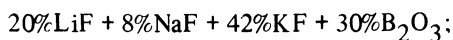
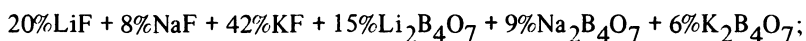


Таблица 1.

№ со- става	Условия насыщения		Толщина боридного слоя (мкм) на различных сталях					
	t ⁰ C	τ, ч	сталь 45	5ХНВ	X12 М	3Х2В8 и стали "ДИ"	быстрорежу- щие стали	
1	550	4	25	8	7	7	6	
		6	30	10	9	9	8	
	600	4	32	12	10	10	8	
		6	40	15	12	12	10	
	2	550	4	20	6	4	4	3
			8	35	8	6	6	5
600		4	30	8	6	6	5	
		8	40	10	6	7	6	
650		4	35	8	7	6	5	
		8	45	11	9	8	6	
4	550	4	18	5	3	4	3	
		8	30	7	4	5	4	
	600	4	27	7	5	5	4	
		8	34	9	6	6	5	
	650	4	30	8	6	6	4	
		8	41	10	8	7	6	

Кинетика формирования низкотемпературных боридных слоев представлена в табл. 1.

Электролизное низкотемпературное борирование в составе 1 осуществляли при плотности катодного тока 0,15 а/см². При более высоких плотностях тока наблюдается разогрев прикатодной зоны расплава, что затрудняет управление температурным режимом процесса насыщения. При жидкостном безэлектролизном насыщении используют карбид бора зернистости № 6–10. Следует отметить, что в составе 4 обеспечивается формирование однофазных (Fe₂B) боридных слоев.

В настоящее время разработаны также составы для проведения низкотемпературного борирования твердофазным методом из порошков, что значительно расширяет возможности использования этого перспективного метода химико-термической обработки.

Низкотемпературному борированию (при совмещении с операцией высокого отпуска) рекомендуется подвергать:

– режущий инструмент (сверла, метчики, плашки, фрезы, развертки, фасонные резцы, отрезные диски), изготовленный из сталей Р18, Р9, Р6М5, Р6М3 и других быстрорежущих сталей;

– мерительный инструмент (пробки, скобы, шупы и т.д.), изготовленный практически из любых марок сталей;

- штамповый инструмент (для холодной штамповки) из сталей типа Х12;
 - некоторые виды горячештампового инструмента, изготавливаемого из сталей 3Х2В8, ДИ-23, и других, а также полутеплостойких 5ХНВ, 5ХНМ и т.д.;
 - прецизионные детали машин и технологической оснастки, изготавливаемых из различных сталей и работающих в условиях трения без воздействия высоких удельных давлений, ударных и знакопеременных нагрузок.
- Использование низкотемпературного борирования обеспечивает повышение эксплуатационной стойкости вышеупомянутых изделий в 2–4 раза. В частности, внедрение низкотемпературного борирования на Псковском машиностроительном заводе для повышения стойкости дисковых фрез позволило повысить их ресурс работы в 3 раза, что дало 15 тыс.руб.экономии в год.

УДК 621.785.539

Л.С.ЛЯХОВИЧ, Ф.В.ДОЛМАНОВ, С.А.ИСАКОВ

О ПРИМЕНЕНИИ БОРИРОВАНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАССОВОГО ПРОИЗВОДСТВА

Борирование как эффективный способ поверхностного упрочнения главным образом применяется для повышения стойкости штампового инструмента и ряда деталей, работающих в условиях абразивного износа. Как правило, в настоящее время борированию подвергают детали единичного или мелкосерийного производства. Основная причина — недостатки применяемых жидкостных, порошковых, газовых технологических способов борирования:

- низкая производительность и культура производственного процесса;
- высокая трудоемкость;
- большой расход борсодержащих веществ, связанный с низким коэффициентом использования бора;
- необходимость очистки деталей после борирования (что часто приводит к загрязнению сточных вод) ;
- невозможность проведения местного борирования.

Применение борирования для повышения износостойкости деталей массового производства связано с разработкой принципиально новой технологии, что и явилось основной задачей данной работы. В настоящее время разработанная авторами статьи в лабораторных условиях технология апробируется на Могилевском комбинате шелковых тканей для производственно-го борирования деталей нитепроводной гарнитуры.

Проведенные предварительно испытания борированной партии деталей (500 шт.) показали увеличение стойкости в 3 раза. Испытания продолжаются.

Основные преимущества разрабатываемого промышленного процесса:

– высокая производительность вследствие возможности одновременной обработки большого числа деталей;

– высокий коэффициент использования бора (0,9);

– проведение борирования только рабочих участков деталей;

– исключение загрязнения сточных вод и окружающей атмосферы вследствие отсутствия операции очистки деталей после борирования.

Металлографические исследования показали, что процесс борирования по разработанной технологии приводит к образованию однофазных диффузионных слоев удовлетворительного качества.

УДК 621.785.5

Л.Г.ВОРОШНИН, Б.С.КУХАРЕВ, С.Н.ЛЕВИТАН

ХРОМОСИЛИЦИРОВАНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Сочетание высокой твердости хромосилицированных средне- и высокоуглеродистых сталей с повышенной окалиностойкостью и коррозионной устойчивостью предопределяет интерес исследователей к этому прогрессивному методу диффузионного насыщения.

Хромосилицирование осуществляли порошковым методом в предварительно восстановленной алюминотермической смеси. Исследование велось в области получения карбидных слоев. Предварительное нанесение никельфосфорных слоев дало возможность увеличить толщину хромосилицированных диффузионных слоев в 2–4 раза при одновременном снижении температуры насыщения. При этом возможно получение диффузионных слоев ($h = 30$ мкм) при температуре насыщения, равной 800°C , в то время как на образцах без никельфосфорного покрытия при данной температуре защитного диффузионного слоя не образуется. Полученные в интервале насыщения от 800 до 1000°C диффузионные слои (количество окиси кремния в смеси изменялось от 7 до 15% по массе) отличаются по толщине, строению и соотношению структурных составляющих. Например, содержание карбидной составляющей в слое колеблется от 40 до 100%.

Строение и толщина образующихся слоев в первую очередь определяется количеством углерода в обрабатываемом материале. Более значительную роль, чем при традиционном методе насыщения, играет состав смеси, что в свою очередь находится в непосредственной зависимости от температуры насыщения.

Исследования свойств проведены на средне- и высокоуглеродистых сталях 45 и У8 по стандартным методикам гравиметрическим методом. Про-

веденные исследования по реализации опытов матрицы планирования и последующего крутого восхождения позволили сделать следующие выводы.

Наилучшей жаростойкостью ($t_{\text{исп}} = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{исп}} = 25$ ч) обладают диффузионные слои с максимальным содержанием в них карбидной составляющей. Сопоставляя полученные результаты, можно сделать вывод, что получение бездефектного карбидного слоя, обладающего повышенной жаростойкостью, в случае насыщения высокоуглеродистых сталей возможно при температурах 1050°C – 1100°C . Нанесение же предварительного никелевого подслоя позволяет на среднеуглеродистых сталях получать аналогичную жаростойкость при температурах насыщения, не превышающих 1000°C .

Испытания на кислотостойкость проводились в водных растворах неорганических кислот (10% HNO_3 , 15% H_2SO_4 , 10% HCl) в течение 50 ч. Лучшие результаты получены на предварительно никелированных хромосилицированных образцах. Данные металлографического анализа, а также дюрметрический и спектральный анализ позволили установить, что наилучшей кислотостойкостью в разбавленной азотной кислоте обладают слои, представляющие собой твердый раствор хрома, кремния и никеля в железе. Максимальная кислотостойкость в разбавленной серной и соляной кислотах получена на образцах, имеющих диффузионные слои с карбидной структурой. В результате проведенного исследования установлено, что кислотостойкость углеродистых сталей в водных растворах азотной, соляной и серной кислот может быть повышена соответственно в 1,5; 2 и 15 раз по сравнению со сталями, хромосилицированными по оптимальным режимам традиционным методом.

Испытания на износостойкость в условиях сухого трения скольжения позволили отыскать оптимальные условия проведения процесса насыщения, в результате чего износостойкость хромосилицированных с предварительным нанесением никельфосфорного подслоя сталей повысилась на 30% по сравнению с лучшими результатами, полученными традиционным методом.

УДК 621.785.539

Л.С.ЛЯХОВИЧ, Э.П.ПУЧКОВ, А.М.ДОЛГИХ

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВ ДИФФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ В СИЛИКОТЕРМИЧЕСКИХ СМЕСЯХ

Использование метода алюминотермии дает возможность получать дешевые смеси, которые по своей насыщающей способности не уступают традиционным [1]. Перспективным с экономической точки зрения является применение в качестве восстановителя кремния и его соединений [2].

В настоящей работе исследованы процессы диффузионного хромирования и ванадирования из смесей, полученных силикотермическим восстанов-

Т а б л и ц а 1. Жаростойкость хромированных диффузионных слоев

Содержание кремния в насыщающей смеси, %	Марка стали			
	У10		08КП	
	относительный привес, г/м ²	повышение жаростойкости в сравнении с исходным состоянием	относительный привес, г/м ²	повышение жаростойкости в сравнении с исходным состоянием
12	14,75	112	374,51	4
15	28,30	56	288,87	5
18	4,54	337	9,23	153
21	127,19	12	379,10	4
24	767,01	2	755,69	2
Исходное состояние	1530,16	1	1392,10	1

лением окислов хрома и ванадия. Смесь для хромирования получали восстановлением Cr_2O_3 . Установлено, что качественные, беспористые диффузионные слои образуются при содержании кремния в смеси 5–20%. Смесь для ванадирования получена восстановлением V_2O_5 , силикокальцием. Использование кремния в качестве восстановителя потребовало длительных выдержек при повышенных температурах для достаточно полного восстановления ванадия из окисла.

Насыщение образцов из сталей 08КП и У10 проводили в контейнерах с плавкими затворами при температуре 1100°C в течение 4–6 ч. При насыщении в качестве активатора использовали хлористый аммоний. Структура диффузионных слоев, полученных при насыщении в силикотермическихмесях, аналогична получаемым насыщением в смесях на основе порошков металлов или ферросплавов [3, 4].

Исследовались также жаростойкость и износостойкость полученных диффузионных слоев. Испытания на жаростойкость осуществлялись при 1000°C в течение 25 ч в атмосфере воздуха. Ванадированные слои показали неудовлетворительную жаростойкость. Жаростойкость хромированных диффузионных слоев приведена в табл. 1. Резкое снижение жаростойкости при повышении содержания кремния в насыщающей смеси (>20%) объясняется образованием на поверхности образцов пористой фазы (Fe_3Si), легированной хромом.

Испытания на износ при трении скольжения без смазки проводили на машине типа МИ. Диффузионно насыщенные образцы из стали У10 размерами 10 x 10 x 20 мм с притертыми торцами испытывали в паре с контртелом из стали Р18 (наружный диаметр 40 мм, толщина 10 мм, HRC 60–62) при скорости скольжения 1 м/с и удельном давлении 1,5 МПа. Износ оценивали по потере массы (мг/см²·км). В качестве эталона использовали закаленную и низкоуглеродистую сталь 45.

Установлено, что износостойкость стали У10 после диффузионного хромирования повысилась в 3—3,5, а после ванадирования — 6—8 раз.

Таким образом, диффузионное хромирование и ванадирование в силикотермических смесях является эффективным способом повышения износостойкости. Хромирование в силикотермических смесях эффективно повышает жаростойкость.

ЛИТЕРАТУРА

1. Применение метода металлотермии для химико-термической обработки / Л.С.Ляхович, Л.Г.Ворошин, Г.М.Левченко, Г.В.Борисенко. — В сб.: Защитные покрытия на металлах. Киев, 1975, вып. 9. 2. Салли А., Брендз Э. Хром. — М., 1971. 3. Дубинин Г.Н. Диффузионное хромирование сплавов. — М., 1964. 4. Похмурский В.И., Толстова С.В., Мокрова А.М. Ванадирование металлов и сплавов, строение и свойства диффузионных слоев. — В сб.: Защитные покрытия на металлах. Киев, 1975, вып. 9.

УДК 669.228

Е.И.БЕЛЬСКИЙ, М.В.СИТКЕВИЧ, В.А.РОГОВ

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ВИДОВ ДИФфуЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Химико-термическая обработка (ХТО), изменяя структурное состояние поверхностных слоев, приводит к существенным изменениям целого ряда рабочих характеристик деталей машин и инструмента. Однако отсутствие систематических данных о поведении диффузионно-упрочненных сталей в тех или иных эксплуатационных условиях в большинстве случаев не позволяет объективно подойти к выбору метода ХТО стальных изделий.

Так как истирание является одной из основных причин выхода из строя различных видов технологической оснастки, значительный интерес представляет исследование износостойкости диффузионно-упрочненных инструментальных сталей.

Используя известные методы ХТО, были получены и испытаны покрытия на основе боридов (процессы однофазного и двухфазного борирования) карбидов (процесс хромирования), гетерогенных структур на основе металлоподобных соединений и твердых растворов (процессы бороалитирования, цементации и азотирования).

Износные испытания проводили на установке, позволяющей моделировать температурно-силовые условия работы инструмента. При этом использовалась схема трения, при которой три сектора кольца (исследуемый образец) скользили по вращающемуся контртелу из стали 25ХГТ. Параметры трения (скорость скольжения 0,42 м/с, давление $15 \cdot 10^6$ Па) обеспечивали

температурный режим поверхностных слоев, характерных штамповому инструменту ($\sim 550^{\circ}\text{C}$).

Объектом для исследований были выбраны представители различных групп штамповых сталей: теплостойкая 5ХЗВЗМФС, полутеплостойкая 7ХЗ, углеродистая У8.

Учитывая важную роль размеров диффузионно-упрочненных зон сталей, проведена серия экспериментов по исследованию кинетики износа как самих диффузионных слоев, так и более глубоких слоев, вплоть до матрицы стали. Одна из таких кинетических зависимостей, полученных для стали 7ХЗ, представлена на рис. 1. Наилучшие показатели износостойкости имеют место в случае борирования (однофазного и двухфазного). Боралитирование на начальных стадиях износа заметно уступает хромированию; однако в дальнейшем его защитное влияние проявляется в большей степени, чем у хромирования. Цементация и азотирование лишь незначительно изменяют кинетику износа исследуемых сталей, причем степень замедления износа весьма низка.

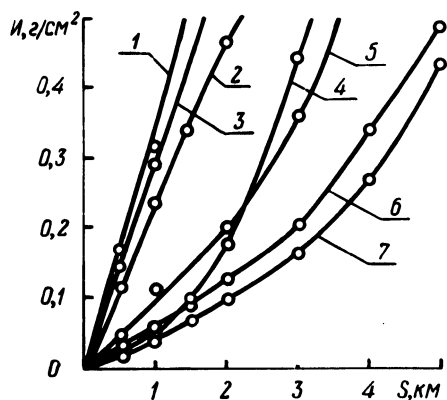


Рис. 1. Кинетика износа (И) диффузионноупрочненной стали 7ХЗ: 1 — закалка + отпуск; 2 — цементация; 3 — азотирование; 4 — хромирование; 5 — боралитирование; 6, 7 — однофазное и двухфазное борирование соответственно.

При борировании переходная зона, в которую оттеснены углерод и легирующие элементы, по уровню износостойкости значительно выше, чем сама матрица стали. При этом в случае стали 7ХЗ она приближается по уровню износостойкости к неупрочненной стали 5ХЗВЗМФС.

Кинетические зависимости износа сталей У8, 7ХЗ, 5ХЗВЗМФС свидетельствуют о том, что наилучшие результаты также обеспечивают однофазное и двухфазное борирование. Следует однако отметить, что при износных испытаниях борированной теплостойкой стали 5ХЗВЗМФС износ распространяется на переходную зону в большей мере, чем у полутеплостойкой стали, вследствие меньшей глубины боридных слоев. В области же переходной зоны износ теплостойкой стали весьма затруднен и приближается по интенсивности к уровню износостойкости цементованных образцов.

Значительный интерес представляет получение и исследование свойств не только борированных слоев, но и двухкомпонентных покрытий на основе боридов железа. В результате широкого комплекса экспериментов были разработаны составы смесей, позволяющие получать как чисто боридные слои, так и боридные слои, легированные хромом, молибденом, медью, вольфрамом, цирконием, кремнием. Присутствие легирующих элементов в бориде железа привело в некоторых случаях к значительным изменениям эксплуатационных характеристик диффузионно-упрочненных сталей.

Установлено, что насыщение стальной поверхности бором совместно с элементами подгруппы хрома (Cr, W, Mo) приводит к увеличению износостойкости диффузионно-упрочненных образцов в 1,3–1,6 раза. При этом наилучшие результаты достигаются в случае процесса боровольфрамирования. В результате процесса боросилицирования износостойкость образцов возрастает в 1,2 раза по отношению к процессу борирования. В результате процессов боромеднения и бороцирконирования износостойкость инструментальных сталей оставалась на том же уровне, как и в случае процесса борирования. Однако металлографические исследования поверхностей трения испытанных образцов показали, что боридные слои, легированные медью и цирконием, менее склонны к трещинообразованию и хрупкому выкрашиванию в процессе трения.

УДК 621.785.5

Д.М.МАХАРОВ, Б.В.БАБУШКИН

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СТАЛИ 38ХМЮА ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ХРОМОМ

Определение остаточных напряжений после диффузионного наполнения стали 38ХМЮА хромом проводили на образцах 50 x 10 x 3 мм по методике [1] с целью выявления влияния на величину остаточных напряжений: продолжительности насыщения (рис. 1, а); скорости охлаждения после насыщения и термической обработки (рис. 1,б).

Приведенные данные показывают, что увеличение времени насыщения приводит к увеличению значений сжимающих остаточных напряжений на поверхности с 15 кг/мм^2 (4 ч) до 50 кг/мм^2 (8 ч). Такое изменение напряженного состояния связано с большим увеличением удельного объема поверхностного слоя при увеличении времени насыщения. В случае медленного охлаждения от температур насыщения вместе с тиглем и отсутствием фазовых превращений в слое и сердцевине уменьшение объема в последних происходит в соответствии с законом линейного сжатия. Если сердцевина стремится принять объем, имевший место до насыщения, то увеличившийся в объеме поверхностный слой оказывается упруго сжатым, а сердцевина — растянутой.

Сопоставление эпюры распределения остаточных напряжений с данными металлографического анализа показывает, что сжимающие напряжения соответствуют глубине карбидной зоны, и переход последних в растягивающие происходит на границе этой карбидной зоны и основного металла.

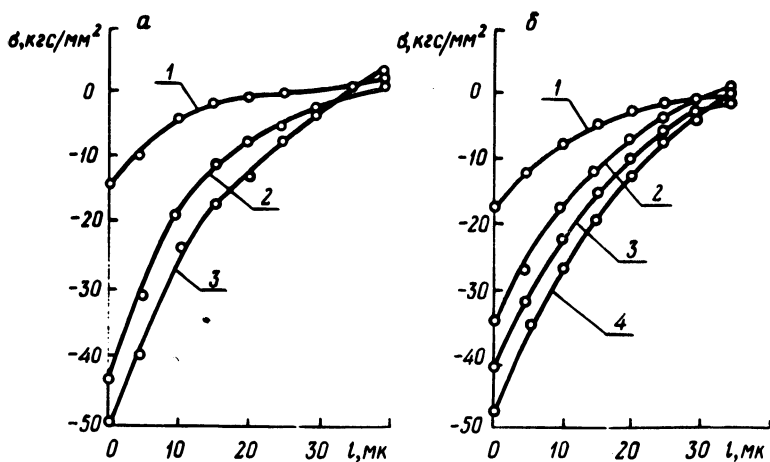


Рис. 1. Остаточные напряжения (σ) в стали 38ХМЮА после насыщения хромом: а — время насыщения: 1, 2, 3, 4, 6, 8 ч соответственно; б) 1 — закалка + высокий отпуск; 2 — закалка + средний отпуск; 3 — закалка + низкий отпуск; 4 — закалка 940°C в масло.

Закалка с повторного нагрева хромированных образцов приводит к образованию в диффузионном слое сжимающих напряжений, а повышение температуры отпуска — к их снижению.

ЛИТЕРАТУРА

1. Поляков Б.З., Бабушкин Б.В. Остаточные напряжения в хромированной стали. Тездокл. Всесоюз. конф. по химико-термической обработке металлов и сплавов. — Минск, 1971.

УДК 621.785.5

Л.Г. ВОРОШНИН, Н.Г. КУХАРЕВА,
Б.С. КУХАРЕВ, В.В. КАЗАК

ДИФФУЗИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИИ И ЕГО СПЛАВАХ

Эксплуатационные характеристики алюминиевых сплавов могут быть улучшены химико-термической обработкой (ХТО). Для нормального проте-

кания процесса диффузионного насыщения прежде всего необходимо разрушить окисную пленку.

В проведенных исследованиях для разрушения окисной пленки в насыщающие порошковые среды вводились вещества, имеющие большее или равное с алюминием сродство к кислороду (Al, Mg, Ca или их сплавы); вещества, активно разрушающие Al_2O_3 в результате химического взаимодействия, растворения, разведения и т.д. (окислы меди, бораты и галогениды различных элементов).

Нами на алюминии и его сплавах (АКЧ-1, АМц, Д16, А14 и др.) были получены следующие диффузионные слои: Zn, Cu, Zn-Cr, Ti-Zn, Zn-Cu, Cr-Al, Cr-Si, Ti-Al, Cr-Al-Zn, Cr-Si-Zn, Ti-Al-Zn, Cr-Al-Si-Zn. насыщение проводили в порошковых средах в интервале температур 450–550°C в течение 2–6 ч.

Установлено, что введение в насыщающую смесь алюминия увеличивает на 20–50% скорость формирования всех без исключения диффузионных слоев.

Не менее важным является и правильность выбора состава "активатора" процесса. В наших исследованиях в качестве активаторов использовались легкоплавкие эвтектические галлоидные и боратные среды: 1) 31% $Na_2B_4O_7$ + 69% KBF_4 и 2) 12% NAF + 59% KF + 29% LiF с температурой плавления 320°C и 454°C соответственно.

Установлено, что активаторы должны подбираться индивидуально для каждого процесса и для каждого сплава. Так, для процессов Cr-Zn, Cr-Al-Zn как на сплаве АК4-1, так и на сплаве АМц лучшие результаты получены в случае использования фтороборатного активатора, а для Cr-Si-Zn и Cr-Al-Si-Zn – фторидного активатора. На необходимость учета состава сплава при выборе активатора указывают результаты титаноцинкования и титаноалюмоцинкования сплавов АКЧ-1 и АМц; на сплаве АКЧ-1 лучший результат дал фторидный, а на АМц – фтороборатный активаторы.

Следует отметить важную роль цинка при формировании диффузионных покрытий на алюминиевых сплавах. Цинк интенсивно (от 2 до 3,5 раз) увеличивает скорость формирования диффузионных покрытий. Особенно интенсивно увеличение толщины слоя имеет место при увеличении содержания цинка в насыщающей смеси до 10%.

Диффузионные слои, рассматриваемые в настоящей работе, в подавляющем большинстве случаев представляют собой твердые растворы на базе алюминия. Исключение составляют покрытия, формирующиеся при диффузионном меднении алюминия и его сплавов, в которых помимо твердого раствора присутствуют аксиально текстурованные относительно фронта диффузии алюминиды меди Cu_9Al_4 и $CuAl_2$.

При ХТО холоднодеформированного алюминия и его сплавов следует учитывать анизотропию роста диффузионных слоев, обусловленную наклепом и текстурой деформации. Впервые факт аномально быстрого роста слоя по некоторым направлениям холоднодеформированного алюминия был нами обнаружен при насыщении его медью. Образцы имели форму параллелепипеда. Диффузионный слой значительной толщины (60 мкм) формировался лишь на двух взаимно параллельных гранях из шести. На остальных гранях он практически отсутствует.

Влияние деформации на рост диффузионного слоя можно проиллюстрировать на примере цинкования сплава Д16. Образцы для исследования получали путем проката прутка со степенями деформации 20, 50 и 70%. Насыщение проводили в порошковой смеси (в % по массе): 25% Al + 20 – 35% Zn + 55 – 40% Al_2O_3 + 2–3% NH_4Cl при температуре 500°C в течение 6 ч. Максимум скорости роста диффузионного слоя соответствует 50% деформации.

Нами были изучены следующие свойства перечисленных выше диффузионных покрытий на Al и его сплавах: жаростойкость, коррозионная стойкость и поверхностная твердость.

Установлено, что жаростойкость алюминиевых сплавов исследованные процессы ХТО не повышают. Коррозионная стойкость всех исследованных сплавов в 20% растворе азотной кислоты, 15% растворе серной кислоты и 5% растворе едкого натра увеличивается в 2–5 раз; поверхностная твердость и износостойкость сплавов А14, Д16, АК4–1, АМц возрастает в 2–3 раза.

Раздел III. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.774.37

А.В.СТЕПАНЕНКО, В.С.ЗАПОРОЖЧЕНКО

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ВОЛОЧЕНИЯ ТРУБ НА ПОДВИЖНОЙ ОПРАВКЕ С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

При волочении труб на подвижной оправке возможно достижение значительно большей степени деформации, чем на закрепленной. Однако возникают трудности с извлечением оправки из трубы после волочения. Интересным представляется совмещение процессов волочения трубы на подвижной оправке и последующего извлечения оправки из трубы с наложением ультразвуковых колебаний на инструмент [1]. Это позволяет извлекать подвижную оправку из трубы на том же оборудовании, на котором производилось волочение трубы с ультразвуком, что повышает производительность процесса изготовления труб и увеличивает эффективность использования ультразвуковой аппаратуры, установленной на стане. Кроме того, отпадает необходимость в дополнительном оборудовании и производственных площадях под него для обкатки труб на оправке после волочения и извлечения последней.

Устройство для волочения труб на подвижной оправке и извлечения оправки из трубы с наложением ультразвуковых колебаний на инструмент (рис. 1) состоит из волновода 1 с установленной в пучности смещений продольной стоячей ультразвуковой волны волокой 2, трансформатора колебаний 3, магнитострикционного преобразователя 4. В волоке 2 по оси волочения расположена подвижная (длинная) оправка 5 длиной, кратной половине длины продольной волны, на заднем конце которой выполнен упорный фланец 6. Принцип действия устройства заключается в следующем. Трубу 7 с предварительно закованной головкой надевают на подвижную оправку 5, задают в волоку 2, захватывают за подготовленную головку тянущим средством 8. Посредством преобразователя ультразвуковых колебаний 4, трансформатора колебаний 3 и волновода 1 сообщают волоке 2 продольные ультразвуковые колебания и осуществляют волочение. В момент выхода протянутой трубы 7 из волоки 2 оправка 5 упирается упорным фланцем 6 в продольно вибрирующий торец трансформатора колебаний 3. Между упорным фланцем оправки и торцом транс-

форматора за счет усилия извлечения оправки из трубы создается плотный акустический контакт, и по оправке, длина которой равна целому числу половин, распространяются продольные ультразвуковые колебания (эюра стоячей волны 9), облегчающие процесс извлечения оправки из трубы. Тянувшее средство 8 продолжает свое движение до тех пор, пока вся оправка 5 не будет извлечена из трубы 7.

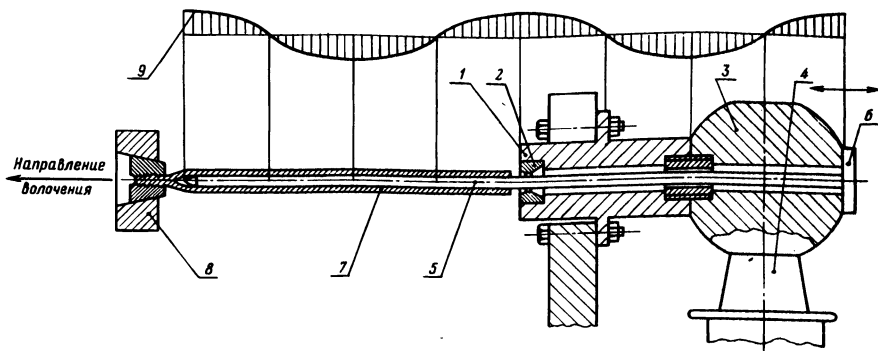


Рис. 1. Схема устройства для волочения труб на подвижной оправке и извлечения оправки из трубы с ультразвуком.

Экспериментальное исследование процесса волочения труб на подвижной оправке и последующего извлечения оправки из трубы производили на цепном волочильном стане с максимальным тяговым усилием 60 кН. Регистрацию усилий волочения и извлечения оправки осуществляли при помощи мессдозы сжатия, установленной между волокодержателем и станиной волочильного стана, через тензометрический усилитель ТА-5 на ленте быстродействующего самопишущего прибора типа Н320-3. Возбуждение волновода производили через трансформатор колебаний [2] магнитострикционным преобразователем типа ПМС-15А-18, который подключался к ультразвуковому генератору УЗГ-10У. Амплитуду колебаний волновода измеряли с помощью бесконтактного вибрметра УБВ-2м, частоту — с помощью частотомера ЧЗ-3А. Подготовку труб перед оправочным волочением осуществляли по принятой на производстве технологии: забивка головок труб, отжиг, травление, промывка, нанесение покрытия и смазки. В качестве смазки использовали сухое мыло. Шероховатость внутренней поверхности образцов, вырезанных из протянутых труб, определяли на профилограф-профилометре модели 201 завода "Калибр" по результатам записи профилограмм.

Волочение труб из стали 45 с размера $\varnothing 12,5 \times 1,0$ мм на размер $\varnothing 11,0 \times 0,9$ мм и последующее извлечение подвижной оправки, изготовленной из стали ШХ15 (HRC 60...62, шероховатость поверхности $R_a = 0,08$ мкм), производили со скоростью 0,08 м/с. Амплитуда продольных колебаний торцов волновода и трансформатора колебаний была равна 10 мкм, частота —

18,5 кГц. При волочении труб на подвижной оправке с продольными ультразвуковыми колебаниями волокни из твердого сплава ВК8 усилие деформации снизилось на 56,2% с 4,80 кН до 2,10 кН. Такое значительное уменьшение усилия волочения обусловлено тем, что при колебательном смещении волокни в направлении протягивания трубы силы трения между волокни, трубой и оправкой являются активными и способствуют перемещению металла в очаг деформации. Кроме того, усилие снижается вследствие разупрочнения протягиваемого металла в пучностях напряжений стоячей ультразвуковой волны, которая устанавливается в подвижной оправке и, следовательно, в трубе, а также дробного характера деформации.

Усилие извлечения оправки из трубы уменьшилось с 4,20 кН до 2,25 кН, т.е. на 46,4%. Извлечение оправки облегчается ее упругой деформацией под действием продольных ультразвуковых колебаний, распространяющихся от колеблющегося торца трансформатора через плотно прижатый к нему фланец оправки. Шероховатость внутренней поверхности труб после извлечения оправки без наложения на нее ультразвуковых колебаний была равна $R_a = 0,28-0,32$ мкм ($\nabla 9a$), с наложением колебаний — $R_a = 0,15-0,18$ мкм ($\nabla 10a$). Следовательно, применение ультразвуковых колебаний при волочении труб на подвижной оправке и при извлечении оправки из трубы улучшает качество внутренней поверхности труб на один класс.

ЛИТЕРАТУРА

1. Северденко В.П., Степаненко А.В., Запороженко В.С. Устройство для волочения труб на длинной подвижной оправке и последующего извлечения оправки из трубы с наложением ультразвуковых колебаний на инструмент. А.с. 623602 (СССР). — Бюл.изобрет., 1978, № 34.
2. Северденко В.П., Степаненко А.В. Трансформатор колебаний. А.с. 344900. (СССР). — Бюл. изобрет., 1972, № 26.

УДК 621.983:621.9:048

И.Г.ДОБРОВОЛЬСКИЙ, Т.В.СЛОБОДЯНЮК

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ С УЛЬТРАЗВУКОМ

Ротационная вытяжка с преднамеренным утонением стенки шариковой матрицей (головкой) относится к числу многофакторных процессов, требующих экспериментального исследования характера взаимозависимости и влияния технологических факторов на энергосиловые параметры процесса. Оценка суммарного влияния всех одновременно действующих технологических режимов обработки становится возможной при использовании методов многофакторных статистически планируемых экспериментов [1,2].

Из числа активных технологических параметров режима наибольшее влияние на производительность процесса ротационной вытяжки с ультразвуком оказывают степень утонения за проход ϵ %, осевая подача s и подводимая мощность ультразвуковых колебаний (выходное напряжение ультразвукового генератора u) [3,4].

Обработка результатов предварительных исследований, полученных при постановке четырехфакторного эксперимента [5], показала, что угловая скорость вращения заготовки не оказывает существенного влияния на усилие деформирования. Аналогичные выводы были получены и в работе [6]. Поэтому в дальнейшем этот фактор из числа активных исключался.

В представленной работе приводятся результаты исследования энергосиловых параметров ротационной вытяжки с ультразвуком тонкостенных оболочек из стали 08кп. При планировании экспериментов применяли центральное комбинационное ротатабельное планирование, позволяющее получать более точное математическое описание поверхности отклика благодаря увеличению числа опытов в центре плана и специальному выбору величины звездного плеча α (при двухфакторном и трехфакторном экспериментах α соответственно равно 1,41 и 1,68) [2].

Задачу планирования эксперимента математически формулировали в виде

$$P = \varphi(X_1, X_2, X_3), \quad (1)$$

где P – усилие деформации; X_1, X_2, X_3 – переменные факторы (X_1 – степень утонения ϵ , %; X_2 – осевая подача s ; X_3 – выходное напряжение ультразвукового генератора u).

При проведении исследований независимые переменные варьировали на уровнях, указанных в табл. 1.

Базой используемой экспериментальной установки служил универсальный токарный станок модели 1А616, в шпинделе которого крепилась полая

Т а б л и ц а 1.

Кодированное значение уровня переменного фактора	Натуральное значение уровня переменного фактора		
	ϵ , % (X_1)	s , мм/об (X_2)	u , В (X_3)
+1,68	49,5	0,293	420
+1,41	46,5	0,282	–
+1,00	42,0	0,26	400
0	31,0	0,193	370
-1,00	20,0	0,13	340
-1,41	15,5	0,104	–
-1,68	12,5	0,093	319

раскатная оправка с наклеенными на ней тензодатчиками, фиксирующими осевую P_x и тангенциальную P_z , составляющие усилия ротационной вытяжки. Специальная шариковая головка для раскатки с ультразвуком [3] крепилась на суппорте указанного станка вместо резцедержателя. Для получения ультразвуковых колебаний использовались генератор УЗГ-2-10 и магнито-стрикционный преобразователь ПМС-15А-18.

Для определения составляющих усилия деформирования с постановкой трехфакторного эксперимента (ротационная вытяжка с ультразвуком) было получено следующее уравнение поверхности отклика:

$$P = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3 + b_{12}X_1X_2 + b_{13}X_1X_3 + b_{23}X_2X_3 + b_{11}X_1^2 + b_{22}X_2^2 + b_{33}X_3^2. \quad (2)$$

В случае ротационной вытяжки в обычных условиях (двухфакторный эксперимент) уравнение поверхности отклика существенно упрощается

$$P = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_{12}X_1X_2 + b_{11}X_1^2 + b_{22}X_2^2. \quad (3)$$

Математическая обработка серии экспериментов и проверка значимости полученных коэффициентов [1,2] позволили получить зависимости составляющих усилия ротационной вытяжки с ультразвуком (P_x, P_z) и в обычных условиях (P'_x, P'_z) от основных технологических факторов:

$$P_x = 53,8 + 17,7X_1 + 11,3X_2 - 11,4X_3 + 8,8X_1X_2 - 2,4X_1X_3 - 2,4X_2X_3 + 1,9X_1^2 + 1,54X_2^2 - 3,0X_3^2; \quad (4)$$

$$P_z = 13,8 + 2,58X_1 + 1,6X_2 - 1,7X_3 + 0,9X_1X_2 - 1,1X_2X_3 + 1,1X_1^2 + 0,8X_2^2 - 1,32X_3^2; \quad (5)$$

$$P'_x = 78,7 + 25,1X_1 + 14,7X_2 + 9,5X_1X_2 + 7,0X_1^2 + 2,1X_2^2; \quad (6)$$

$$P'_z = 20,1 + 5,8X_1 + 3,5X_2 + 1,9X_1X_2 + 2,5X_1^2 + 1,4X_2^2. \quad (7)$$

Оценку адекватности приведенных уравнений проводили с помощью F-критерия Фишера. Из анализа уравнений (4) и (5) следует, что коэффициенты регрессии при параметре X_3 (выходном напряжении генератора) всегда отрицательны, т.е. с увеличением мощности подводимых ультразвуковых колебаний растет и эффективность их действия с точки зрения снижения усилия деформирования при всех прочих равных условиях.

Для оценки сопоставимости расчетных значений составляющих усилия ротационной вытяжки с экспериментальными проводилась серия контрольных опытов с различными комбинациями технологических факторов процесса, отличными от принятых уровней варьирования. Сравнение полученных расчетных и экспериментальных данных показало удовлетворительную сходимость результатов, что позволяет использовать приведенные уравнения регрессии для предварительной оценки влияния технологических факторов на силовые параметры ротационной вытяжки с ультразвуком.

ЛИТЕРАТУРА

1. А д л е р Ю.П., М а р к о в а Е.В., Г р а н о в с к и й Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. — М., 1976. 2. С а у т и н С.Н. Планирование эксперимента в химии и химической технологии. — Л., 1975. 3. С е в е р д е н к о В.П., Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., С л о б о д я н ю к Т.В. Ротационное выдавливание с ультразвуком. — Кузнечно-штамповочное производство, 1977, № 2. 4. Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., С л о б о д я н ю к Т.В. Ротационное выдавливание с применением ультразвуковых колебаний инструмента. — В сб.: Металлургия. Минск, 1978, вып. 12. 5. С е в е р д е н к о В.П., Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., С л о б о д я н ю к Т.В. Использование математических методов планирования эксперимента при исследовании ротационного выдавливания с ультразвуком. — Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук, 1977, № 3. 6. М о г и л ь н ы й Н.И., М о и с е в В.М. Исследование энергосиловых параметров ротационной вытяжки облочек. — Кузнечно-штамповочное производство, 1979, № 2.

УДК 621.983:621.793.1

И.Г.ДОБРОВОЛЬСКИЙ, Т.В.СЛОБОДЯНЮК

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА И РОТАЦИОННАЯ ВЫТЯЖКА ТОНКОСТЕННЫХ ОБОЛОЧЕК

Целью настоящей работы являлось исследование влияния технологических параметров обработки на характеристики тонкостенных оболочек, полученных навивкой металлической ленты на оправку и одновременной ультразвуковой сваркой ее внахлестку по спирали с последующей окончательной формовкой изделий ротационной вытяжкой при подводе ультразвуковых колебаний в очаг деформации [1]. Экспериментальная установка была создана на базе токарно-винторезного станка модели 1А616 (рис. 1) и оснащена специально разработанной ультразвуковой сварочно-раскатной головкой с индивидуальным приводом [1]. Использование двигателей постоянного тока в автономных приводах вращения оправки и сварочно-раскатного ролика-волновода обусловило широкий диапазон возможного регулирования окружных скоростей, которые выбирались и согласовывались из условия получения качественного сварного шва.

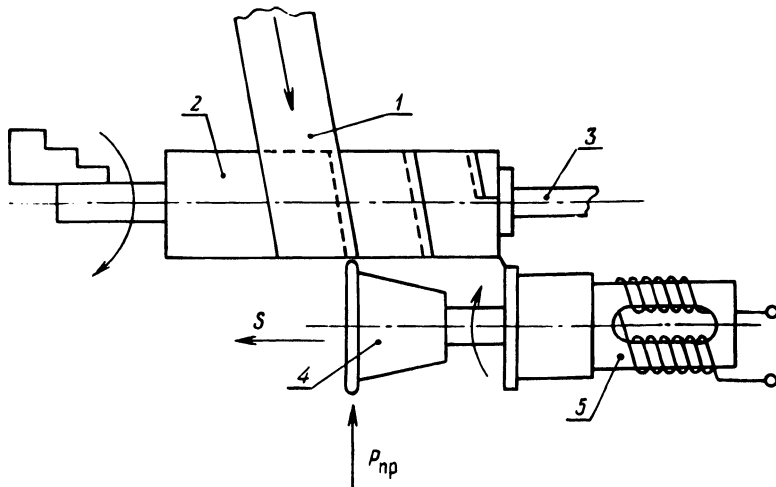


Рис. 1. Схема ультразвуковой сварки тонкостенных оболочек из ленты с последующей ротационной вытяжкой:
 1 — исходная лента; 2 — оправка; 3 — прижим; 4 — сварочно-раскатной ролик-волновод; 5 — магнитострикционный преобразователь ПМС-39.

Т а б л и ц а 1. Режимы ультразвуковой сварки тонкостенных цилиндрических оболочек

Материал	Исходная толщина, мм	Скорость, м/мин	Усилие прижима, кгс	Амплитуда, мм
Медь М1	0,3	0,56	82	0,007
Алюминий А1	0,25	1,2	65	0,01
Д16Т	0,3	1,2	75	0,01

Т а б л и ц а 2. Режимы ультразвукового ротационного выдавливания тонкостенных цилиндрических оболочек

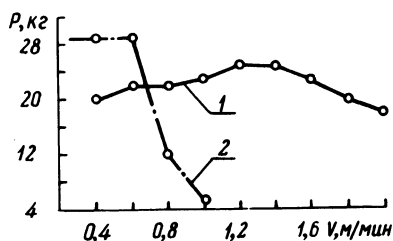
Материал	Степень утонения, %	Скорость, м/мин	Подача, мм/об	Усилие прижима, кгс	Амплитуда, мм
Медь М1	40	75	0,13	82	0,01
Алюминий А1	50	90	0,13	65	0,01
Д16Т	50	90	0,13	75	0,01

Шовная ультразвуковая сварка ленты, сматываемой с определенным натяжением со специального устройства и укладываемой внахлестку на вращающейся оправке, осуществлялась рабочим роликом-волноводом, в котором генерировались продольно-изгибные упругие колебания ультразвуковой частоты [2]. Необходимое усилие прижима ролика обеспечивалось грузовым натяжением и гарантировало требуемый контакт металла в зоне сварки. Сварка полуфабрикатов проводилась без предварительной обработки исходной металлической ленты (очистки поверхности и травления).

Ротационная вытяжка с ультразвуком полученных оболочек преследовала цель получения равномерной толщины стенок (раскатки швов) заготовки и обеспечения необходимой точности изделий. Раскатка сварных оболочек проводилась при режимах, обеспечивающих максимальную производительность при высоком качестве изделий. В ходе исследований изготавливались цилиндрические оболочки диаметрами 60 и 90 мм из меди М1, алюминия А1, сплава Д16 Т с окончательной толщиной стенки 0,12–0,20 мм.

Прочностные характеристики полученных оболочек, их герметичность, а также равномерность толщины стенок после ротационной вытяжки во многом определяются качеством ультразвуковой сварки, режимы которой приведены в табл. 1. В качестве активных технологических параметров в этом случае являются: скорость намотки ленты на оправку (скорость сварки), усилие прижима рабочего ролика-волновода к материалу, амплитуда колебательного смещения рабочей поверхности ролика-волновода, а также точность укладки ленты, материал сварочно-раскатного ролика-волновода и состояние его рабочей поверхности.

Рис. 2. Зависимость прочности сварного шва от скорости сварки для (1) алюминия А1 и (2) меди М1.



Проведенные исследования показали, что существуют оптимальные скорости намотки ленты на оправку, обуславливающие максимальную прочность сварного шва (рис. 2). При скоростях, превышающих оптимальные, время сварки явно недостаточно для образования прочных механических связей при данных условиях. Длительное воздействие ультразвуковых колебаний на шов при заниженной скорости намотки ленты вызывает более интенсивную пластическую деформацию (утонение) материала в зоне сварки, способствует появлению в шве микротрещин и снижает его прочность.

В табл. 2 приведены режимы окончательной ротационной вытяжки с ультразвуком. Сообщением сварочно-раскатному ролику-волноводу продольно-изгибных колебаний ультразвуковой частоты достигается существенное снижение силовых параметров процесса, облегчается процесс раскатки сварных швов и улучшается качество изделий.

Проведенные исследования показали, что способом совмещения навивки ленты на оправку с одновременной ультразвуковой сваркой формуемого металла по спирали и последующей ультразвуковой ротационной вытяжкой можно получать тонкостенные оболочки, отличающиеся высокой прочностью и пластичностью материала в зоне сварного шва. При этом предварительным подбором толщины исходного металла при соответствующем выборе режимов ультразвуковой сварки и ротационной вытяжки можно максимально приблизить толщину стенки заготовки к готовому изделию.

ЛИТЕРАТУРА

1. Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. Применение ультразвука при производстве тонкостенных оболочек из металлической ленты. — Электронная техника. Сер. 7. Технология, организация производства и оборудование, 1979, вып. 5 (96). 2. Теория и расчет волновода продольно-изгибных колебаний, выполненного в виде оболочки вращения /А.В.Степаненко, Хан Дык Ким, И.Г.Добровольский, Т.В.Слободянюк. — Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук, 1980, № 1.

УДК 621.771

Н.Г.СЫЧЁВ, МАРИАН ТОЛНАИ

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЗАТРАТЫ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ МЕТАЛЛОВ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Многочисленные исследования процесса волочения с ультразвуком проволоки и труб из различных материалов показали эффективность применения ультразвуковых колебаний с целью повышения степени деформации, производительности процесса и качества изделий, а также расширения технологической возможности волочения. Большой интерес при этом представляет вопрос расхода энергии. Впервые такие исследования были проведены при прокатке с ультразвуком [1].

Эффективность применения ультразвука при волочении с точки зрения энергозатрат может быть оценена как

$$n_N = \frac{N - N^1}{N} \quad , \quad (1)$$

где N — мощность, потребляемая станом при обычном волочении; N^1 — мощ-

ность, потребляемая ультразвуковым оборудованием и волочильным станом при деформации металла с наложением ультразвуковых колебаний.

Мощность N , выраженная через мощность на барабане ($N_{\text{б}}$) волочильного стана, равна

$$N = \frac{N_{\text{б}}}{\eta}, \quad (2)$$

где η — к.п.д. механизмов стана.

При волочении с ультразвуковыми колебаниями мощность N' складывается из мощности (N'_B), потребляемой собственно станом, и мощности (N_2), потребляемой ультразвуковым генератором, т.е.

$$N' = N'_B + N_{\Gamma}, \quad (3)$$

где мощность N'_B в свою очередь может быть представлена как

$$N'_B = \frac{N_{\text{б}}}{\eta}, \quad (4)$$

где $N_{\text{б}}$ — мощность на барабане волочильного стана при использовании ультразвука.

Мощность, потребляемая ультразвуковым оборудованием (генератором),

$$N_{\Gamma} = \frac{N_a}{\eta_{\Gamma} \cdot \eta_{\Pi}}, \quad (5)$$

где N_a — акустическая мощность на выходе преобразователя; η_{Γ} — к.п.д. ультразвукового генератора; η_{Π} — к.п.д. преобразователя.

Используя выражения (2)–(5), уравнение (1) запишем в виде

$$\eta_N = 1 - \frac{N_{\text{б}}}{N_{\text{б}}} - \frac{\eta \cdot N_a}{\eta_{\Gamma} \cdot \eta_{\Pi} \cdot N_{\text{б}}}. \quad (6)$$

Если мощность $N_{\text{б}}$ и N'_B (в кВт) выразим через крутящие моменты (в кгс·м) на барабане волочильного стана, то получим

$$\eta_N = 1 - \frac{M_{\text{б}}}{M_{\text{б}}} - \frac{97400 \cdot \eta \cdot N_a}{M_{\text{б}} \cdot \eta_{\Gamma} \cdot \eta_{\Pi}}. \quad (7)$$

Используя в качестве исходной величины усилие волочения $P_{\text{б}}$ и P'_B , получим

$$\eta_N = 1 - \frac{P_{\text{б}}}{P_{\text{б}}} - \frac{194800 \cdot \eta \cdot N_a}{P_{\text{б}} \cdot \eta_{\Gamma} \cdot \eta_{\Pi}}. \quad (8)$$

Из выражения (8) видно, что эффективность волочения с ультразвуковыми колебаниями инструмента находится в прямо пропорциональной зави-

симости от степени снижения усилия волочения, коэффициентов полезного действия преобразователя и генератора.

Исследование эффективности использования ультразвука при волочении проволоки из стали 40 проводили на машине с плавной регулировкой скорости вращения барабана в пределах от 0 до 72 об/мин. Колебательная система состояла из ступенчатого составного концентратора, в пучности колебаний которого была запрессована твердосплавная волока. Усилие волочения измеряли с помощью тензометрической аппаратуры, а амплитуду колебаний волоки измеряли индуктивным датчиком, предварительно проградуированным с помощью инструментального микроскопа [2].

Для возбуждения колебаний был использован магнитострикционный преобразователь сечением (40 x 20) x 2 с частотой колебаний $f = 24$ кГц и к.п.д. 0,5, который работал от лампового ультразвукового генератора "VUMA" UG-1600 с к.п.д. 0,6. Во втором случае был использован пьезокерамический преобразователь той же частоты мощностью 650 Вт, с к.п.д. 0,98, работающий совместно с теристорным генератором ВУСА 010 мощностью 650 Вт и к.п.д. 0,95.

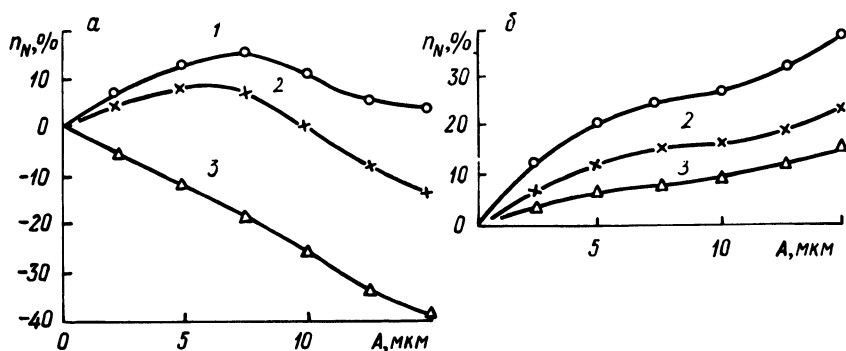


Рис. 1. Зависимость эффективности ($\eta_N = \frac{N - N'}{N}$) ультразвука от величины амплитуды колебаний волоки при волочении проволоки диаметром 0,19 мм из заготовки диаметром 0,22 мм со скоростью волочения 1,08 м/мин (1), 5,06 м/мин (2) и 15,39 м/мин (3) при использовании магнитострикционного преобразователя и лампового ультразвукового генератора (а) и пьезокерамического преобразователя и теристорного генератора (б).

Для измерения выходной мощности генераторов был использован ваттметр фирмы The Wave Energy Systems, USA типа ML/SC1, который измерял действительную электрическую мощность, потребляемую ультразвуковыми преобразователями.

Подставляя в формулу (8) известные и экспериментальные данные, получили зависимость, представленную на рис. 1.

Из представленных результатов видно, что, используя ультразвуковое оборудование с высоким к.п.д. для интенсификации процесса волочения, можем гарантировано иметь экономию электроэнергии даже при волочении проволоки из углеродистой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Северденко В.П., Степаненко А.В., Сычев Н.Г. Расход энергии при прокатке с ультразвуком. — В сб.: *Металлургия*. Минск, 1972, вып. 3. 2. Ing Marian Tolnay, ing Nicolay Crigorievič Syčev. Smerova orientacia pozdlžnych ultrazvukovych kmitov a jej vplyv na tazny proces. Zbornik prednášok zo IV. medzinarodneho sympozia "Stroje a mechnologie pre tvarnenie vysokými parametrami". — Bratislava, 1978.

УДК 621. 961

В.С.ПАЩЕНКО, Б.С.КОСОБУЦКИЙ, В.И.ЛЮБИМОВ,
О.К.ПОЛОЙКО, В.А.ВАРАВИН

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПЛАСТИН КОНДЕНСАТОРОВ ПЕРЕМЕННОЙ ЕМКОСТИ ЧИСТОВОЙ ВЫРУБКой

В настоящее время пластины конденсаторов переменной емкости (КПЕ) получают вырубкой на прессах. Согласно техническим требованиям неплоскостность пластин не должна превышать 0,010 мм. При этом заусенец по контуру детали не допускается. Материалом пластин КПЕ служит алюминий марки А5 толщиной 0,5 мм. Получение деталей без заусенца из такого пластичного материала является сложной технической задачей. Обычные способы вырубки не обеспечивают требуемого качества пластин. Поэтому существующая технология предусматривает дополнительные операции по удалению заусенцев и рихтовке пластин.

В работе [1] описан способ чистой последовательной вырубки встречными матрицами, позволяющий исключить образование заусенцев при вырубке высокопластичных материалов толщиной до 0,4–0,5 мм. Сущность способа заключается в следующем. Заготовку 2 помещают между плоской плитой 3 и матрицей с конусным выступом 1. Матрицу 1 вдавливают в заготовку до образования перемычки толщиной 25–30% от толщины заготовки (рис. 1,а). Затем заготовку укладывают на плоскую матрицу 5 и пуансоном 4 отделяют деталь от перемычки в том же направлении, в котором производили вдавливание матрицы с конусным выступом (рис. 1,б).

В соответствии с описанным способом вырубки схема штамповки пластин КПЕ предусматривает последовательное выполнение операций надрезки, вырубки с возвратом вырубленных деталей в ленту, рихтовки деталей в ленте и удаления деталей из ленты. Такая схема штамповки предполагает применение штампов последовательного действия.

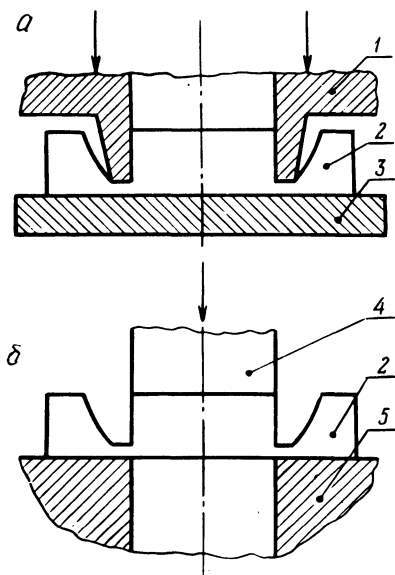


Рис. 1. Схема чистовой последовательной вырубki встречными матрицами:

1 — матрица с конусным выступом; 2 — заготовка; 3 — плоская плита; 4 — пуансон; 5 — плоская матрица.

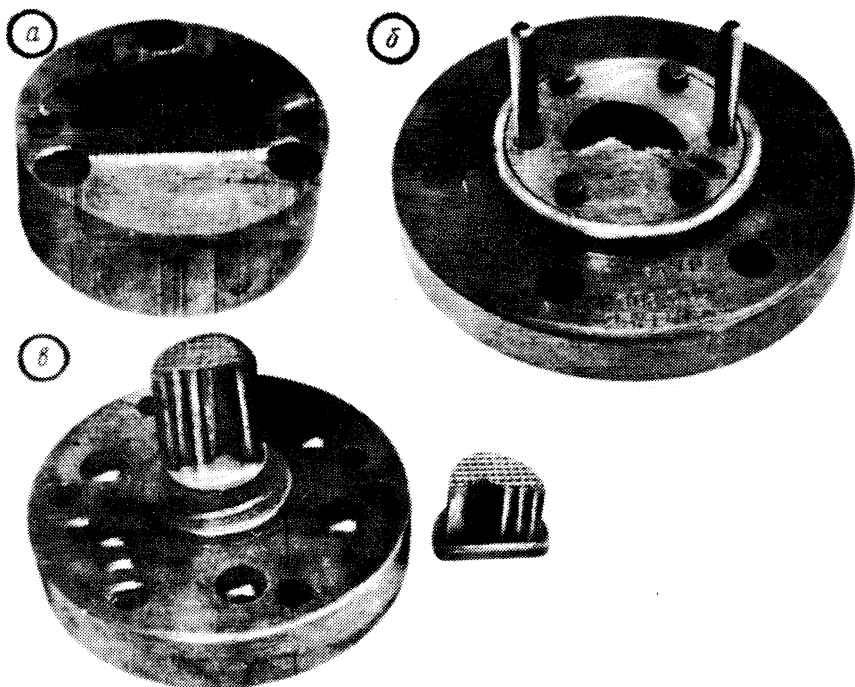


Рис. 2. Рабочий инструмент для штамповки пластин КПЕ: а — верхняя матрица с конусным выступом; б) — нижняя плоская матрица; в — рихтовочные пуансоны.

С целью отработки схемы штамповки была изготовлена упрощенная экспериментальная оснастка на пластину ротора ИЩ 7.727.080, позволяющая осуществить раздельно операции надрезки, вырубки и рихтовки (рис. 2). Для обеспечения требуемой величины неплоскостности и уменьшения потребного усилия рихтовки пуансоны были выполнены с вафельной рабочей поверхностью (рис. 2,в).

На экспериментальной оснастке была изготовлена опытная партия деталей. Достигнутая величина неплоскостности составляла 0,008—0,009 мм. Усилие рихтовки при этом составляло 17000 Н.

При контрольной сборке конденсаторов на производственном объединении "Горизонт" с применением деталей опытной партии пластин было установлено, что конденсаторы отвечают всем техническим требованиям.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пашенко В.С., Лубимов В.И. Чистовая вырубка встречными матрицами. — В сб.: *Металлургия*. Минск, 1980, вып. 14.

УДК 621.961.2

П.С.ОВЧИННИКОВ, В.Н.БУЛАХ,
В.М.ЗУБОВ, Н.И.СТРИКЕЛЬ

ЧИСТОВАЯ ВЫРУБКА ДЕТАЛЕЙ НА УНИВЕРСАЛЬНОМ ОБОРУДОВАНИИ

В настоящее время в промышленности широко используется способ чистой вырубki, при котором в очаге деформации создается схема напряженного состояния всестороннего сжатия. Для осуществления данного процесса требуется специальное оборудование — прессы тройного действия.

В данной работе исследована возможность использования для чистой вырубki кривошипного прессы общего назначения.

Штамп смонтирован в блоке из верхней 1 и нижней 2 плит с направляющими колонками 3 и втулками 4 (рис. 1). Пуансон — матрица 5 устанавливается в расточку нижней плиты. Прижим 6 с клиновым ребром, расположенным эквидистантно вырубаемому контуру, через толкатели 7 опирается на стакан 8. Специальный винт 9 крепится к нижней плите неподвижно. Гайкой 9 сжимается пакет полиуретановых втулок 11, усилие от которого через чашку 12 передается стакану 8. Таким образом, при опускании верхней половины штампа клиновое ребро прижима внедряется в металл усилием, создаваемым полиуретановым блоком. Регулируется это усилие гайкой 10.

Матрица 13 крепится в расточенном гнезде верхней плиты. В это же гнездо помещается пуансонодержатель 14 с пуансоном 22. Противодавление передается выталкивателю 15 через прокладку 17, толкателю 16 от полуретано-

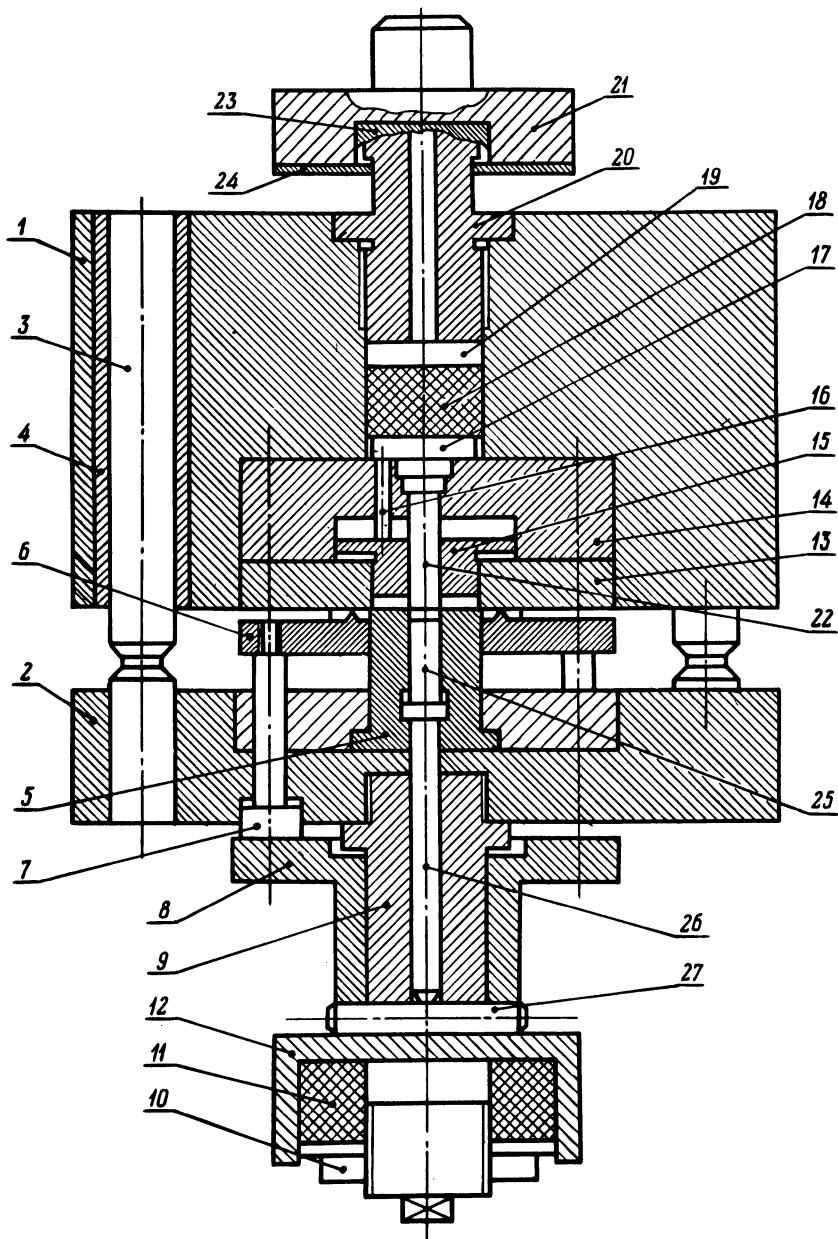


Рис. 1. Схема штампа для чистой вырубki.

вого блока 18. Усилие, создаваемое этим блоком, можно регулировать установкой дистанционных прокладок между ним и грибком 19, т.е. изменением предварительного сжатия блока 18.

Конструкция штампа предусматривает установку его на кривошипном двухстоечном закрытом прессе. Использовать одностоечные и двухстоечные открытые прессы не рекомендуется, т.к. на них возможно угловое перемещение верхней половины штампа относительно нижней. Стакан 8 при этом размещается в отверстии стола прессы, а прижимное устройство, состоящее из чашки 12, полиуретанового пакета 11 и чашки 10, монтируется после установки штампа на пресс, если наружный диаметр чашки больше диаметра отверстия в столе прессы.

Для уменьшения влияния перекосов ползуна прессы на работу штампа последний имеет плавающий хвостовик, отличающийся от обычных плавающих хвостовиков тем, что он состоит из двух частей – собственно хвостовика 20 и грибка 19. Это сделано для того, чтобы предотвратить запрессовку изделия в отход. В случае запрессовки изделия при его выталкивании из отхода повреждается поверхность детали, особенно из высокопластичных материалов.

При рабочем ходе усилие прессы передается обоймой 21, закрепленной в ползуне прессы, грибку 19, благодаря чему блок 18 сжимается. При обратном ходе ползуна, т.е. после разделения изделий и отходов по поверхностям среза, блок 18 разгружается, если обеспечен зазор между нижними заплечиками хвостовика штампа и обоймы, закрепленных в ползуне прессы. Разгрузка будет обеспечена, если между сухарем обоймы 23 и грибком 19 при обратном ходе появится зазор. Благодаря этому изделие останется в матрице и выталкивание его производится от траверсы выталкивателя прессы в верхнем положении ползуна толкателем, пропущенным через обойму хвостовика.

В качестве изделия экспериментальный штамп предусматривает изготовление шайбы с наружным диаметром 30 мм и внутренним – 10 мм. Прижим клиновым ребром осуществляется по наружному контуру прижимом 6, по внутреннему – выталкивателем 25. Выталкиватель установлен в рабочем отверстии пуансон – матрицы. Через толкатель 26 и штифт 27 он опирается на чашку 12. Таким образом, усилие, создаваемое полиуретановым блоком 11, передается прижиму и выталкивателю, причем суммарные усилия вдавливания клиновых ребер на наружном и внутреннем контурах изделия будут пропорциональны длине соответствующего контура, т.е. обеспечивается равенство удельного усилия вдавливания ребер на обоих контурах.

Описанный штамп обеспечивает усилие прижима от 0 до 15 тс, усилие противодействия – от 0 до 1,5 тс.

Вырубку шайб указанного размера производили из латуни Л62М, стали марок 08кп, 20, У8 толщиной от 0,5 до 3 мм. Установлено, что по мере увеличения усилия прижима качество поверхности среза увеличивается и при оп-

Т а б л и ц а 1. Усилия штамповки при чистовой вырубке

Толщина, мм	0,5			1			2			3		
Материал	Усилие, тс											
	P ₁	P ₂	P	P ₁	P ₂	P	P ₁	P ₂	P	P ₁	P ₂	P
Л62М	2,2	0,16	3,9	4,2	0,33	7,8	8,5	0,7	15,8	13,0	1,0	23,5
08кп	2,6	0,2	4,8	5,2	0,4	10,0	11,0	0,9	20,0	15,0	1,2	30,0
20	3,4	0,3	6,0	8,0	0,7	12,6	13,0	1,3	23,0	15,0	1,5	32,0
У8*	7,5	0,8	13,3	15,0	1,5	28,0	-	-	-	-	-	-

*Изделия были получены со сколом на поверхности среза. Дальнейшее увеличение усилия прижима в сравнении с приведенными в табл. 1 не приводило к улучшению качества изделий.

ределенной его величине вся поверхность среза получается блестящей. При этом хорошие результаты получены с материалами Л62М и 08кп, несколько хуже, но удовлетворительно штампуются сталь 20. При штамповке стали У8 получаются большие усилия прижима, что должно сказаться на стойкости инструмента, к тому же получить боковую поверхность без скола не удалось.

В табл 1 приведены значения усилий прижима P_1 , усилий противодействия P_2 и полного усилия штамповки P , при которых были получены поверхности среза без сколов, расположенные перпендикулярно плоскости детали.

УДК 621.771

А.В.СТЕПАНЕНКО, М.В.ЛОГАЧЕВ.
В.А.ЧАЙКА

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА ПРОЦЕСС АДГЕЗИИ ПРИ ПРЕССОВАНИИ СТЕКЛА

Известно, что во вращающейся форме прилипание стекла значительно меньше, чем у неподвижной. Замечено также, что механические колебания способствуют лучшему формованию стеклянных изделий без прилипания [1, 2]. Сведения об использовании ультразвуковых колебаний в процессе прессования стекла практически отсутствуют.

В работе рассматривалось влияние ультразвуковых колебаний на процесс адгезии при прессовании стекла. Исследования проводились на опытной установке [3], у которой стержни-пуансоны изготовлены резонансной длины, равной $\lambda/2$, где λ — длина ультразвуковой волны. Ультразвуковые колебания возбуждались с помощью стандартных магнитострикционных преобразователей ПМС 15А–18, прикрепленных к одному из торцов стержня пуансона. Питание преобразователей осуществлялось от ультразвукового генератора УЗГ–10–22 с акустической обратной связью. Принципиальная схема установки для прессования стекла с ультразвуком представлена на рис. 1.

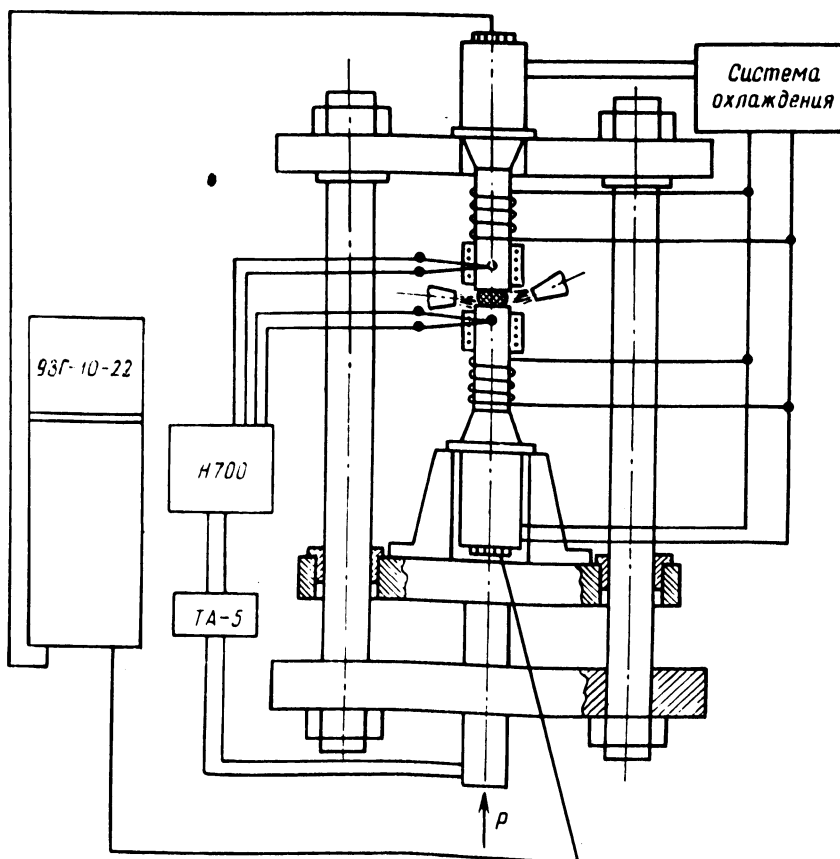


Рис. 1. Принципиальная схема установки для прессования стекла с ультразвуком.

Исследование влияния ультразвука на процесс адгезии при прессовании стекла производилось в следующей последовательности. Рабочие торцы волноводов-пуансонов предварительно разогревались электрическим обогревателем до температуры 550–600⁰С. Затем из печи нагрева в зону прессования подавалась стеклянная заготовка, нагретая до температуры 600⁰С, которая с помощью двух горелок окончательно нагревалась до температуры пластического состояния — 780–800⁰С. В этот период стеклянная заготовка удерживалась на весу между волноводами-пуансонами. После нагрева включались ультразвуковые колебания и нижний волновод-пуансон поднимался вверх, одновременно деформируя стекло.

Исследования проводились со следующими параметрами процесса: амплитуда колебаний составляла 6 мк, напряжение выхода генератора — 400 В, ток анода — 1,2 А, ток сетки — 350 мА, время включения ультразвука 0,5–20 с, время прессования 5–10 с. Адгезия изучалась на следующей контактирующей паре: стекло БФ16 — сталь Х18Н10Т. Степень адгезии оценивалась по площади прилипания стекла к рабочей части волновода-пуансона.

В процессе прессования стекла включение ультразвука производили в одной серии экспериментов на протяжении всего процесса и выключали после снятия давления, в другой — в начальный момент прессования и в конечный, что способствовало отделению отпрессованных изделий от инструмента, и в третьей — в середине процесса, когда усилие прессования достигало максимального значения.

На основании полученных данных следует, что в диапазоне температур 580–600⁰С при включении ультразвука в процессе прессования прилипания стекла к инструменту не наблюдалось, в то время как при прессовании стекла без наложения ультразвуковых колебаний при этих температурах площадь прилипания составляла почти 50% площади контакта. Причем ультразвук следует подавать в зону деформации на протяжении всего процесса прессования вплоть до удаления готового изделия из пресс-формы, что обеспечивает лучшее качество поверхности по сравнению с другими схемами подачи ультразвука.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Патент Австралии № 150169.
2. Патенты Франции № 1558567 и № 1477516, кл. СОЗв.
3. Степаненко А.В., Чайка В.А., Логачев М.В. Влияние температуры на прилипание стекла к металлу пресс-формы в процессе его прессования. — В сб.: *Металлургия*. Минск, 1979, вып. 13.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Реализация режима избирательного переноса при трении обусловлена рядом физико-механических процессов, которые развиваются на контакте. К ним относятся, в частности, избирательное растворение смазкой поверхностных слоев меди или медного сплава, создание высокодефектной пленки на обеих поверхностях пары трения, образование на них пассивирующего слоя адсорбированных молекул смазки. Учитывая термодинамический характер этих процессов, изучали температурные зависимости фрикционных характеристик различных пар трения, работающих в режиме избирательного переноса.

Испытания проводились на усовершенствованной машине трения 77МТ, позволяющей регулировать и контролировать температуру в зоне контакта и осциллографировать величину коэффициента трения. Движение осуществлялось по схеме плоскость—плоскость и носило возвратно-поступательный характер со средней скоростью 10 см/с. Удельная нагрузка на образец в процессе испытаний оставалась постоянной и равной 50 кг/см². В качестве материалов пары трения использовались сочетания технически чистой меди и ее сплавов с алюминием и марганцем со сталью 45, причем использовался как закаленный, так и нормализованный стальной образец. Перед испытанием образцы обрабатывались до 8 класса чистоты поверхности и тщательно очищались. В качестве смазки использовался глицерин ХЧ.

Полученные экспериментальные данные приведены на рис. 1. Во всех случаях наблюдалось возрастание коэффициента трения с температурой. Визуальное исследование поверхностей трения указывает на исчезновение характерной для избирательного переноса пленки меди с поверхностей при температурах порядка 70⁰С. Характер полученных кривых позволяет предположить быстрый рост процесса десорбции молекул глицерина с поверхностей при нагревании. Особенность кинетики этого процесса для различных медных сплавов связана с различной скоростью избирательного растворения, соответствующей их кристаллическим структурам и определяющей образование и свойства "рыхлой" медной пленки на поверхностях пары трения.

Полученные результаты показывают что применение закаленной стали 45 значительно улучшает фрикционные характеристики соответствующих пар трения по сравнению с нормализованной сталью. Это может быть связано с интенсифицированием пластической деформации и диспергирования медного образца, определяющего формирование необходимой поверхностной структуры.

Рентгеноструктурные исследования, проведенные по методике [1], подтверждают, что существование избирательного переноса однозначно связано с наличием на поверхности пленки, насыщенной вакансиями и способной деформироваться, не испытывая упрочнения. Малое сопротивление

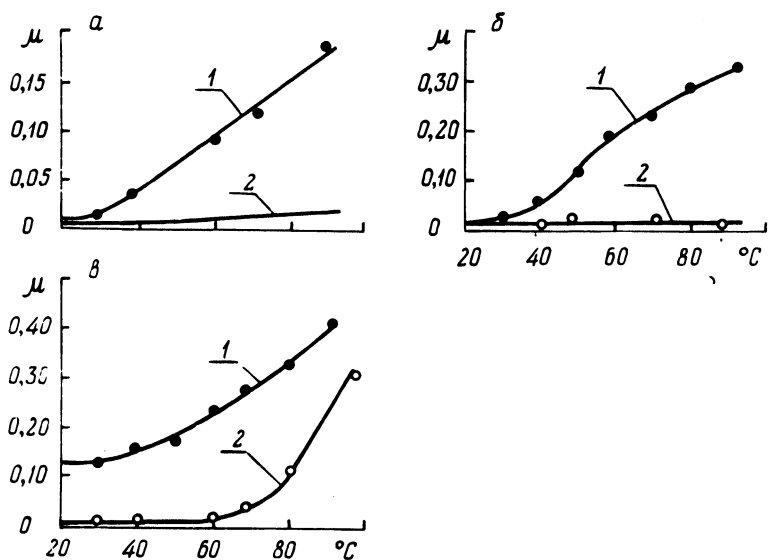


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения μ от температуры смазочной среды T :

а — пара трения сталь 45 — Cu; б — пара трения сталь 45 — Cu + 5,5 Al; в — пара трения сталь 45 — Cu + 5,5 Al + 2% Mn; 1 — соответствует нормализованному стальному образцу; 2 — закаленному.

пленки на сдвиг обусловлено ее формированием частицами коллоидного размера [2] в условиях адсорбции на них поверхностно-активных радикалов и локализацией деформированных процессов в очень тонком слое, что характерно для слабоупрочняющихся тел [3].

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И., Босов С.В. Рентгенографический метод исследования структурных изменений в тонком поверхностном слое металла при трении. — Заводская лаборатория, 1973, № 3. 2. Симakov В.С., Михин Н.Н. О механизме избирательного переноса. — В кн.: Избирательный перенос при трении. М., 1975. 3. Макушок Е.М., Калининская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. — Минск, 1978.

КОНСТРУКЦИЯ ШТАМПА С ПОДОГРЕВОМ ДЛЯ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ МАЛОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК

Температурный режим работы штампов существенно влияет на процесс объемной штамповки в отношении получения качественных поковок и сохранения работоспособности штампов.

С повышением температуры штампа увеличивается ударная вязкость стали и способность штампа воспринимать ударные нагрузки, характерные для штамповки. С другой стороны, чрезмерный разогрев штампа приводит к потере его прочности и, как следствие, к снятию выступающих элементов ручья. При штамповке поковок чаще требуется охлаждение штампов до определенного уровня, достигаемое за счет применения всевозможных смазок или водой, пропускаемой по каналам штампа.

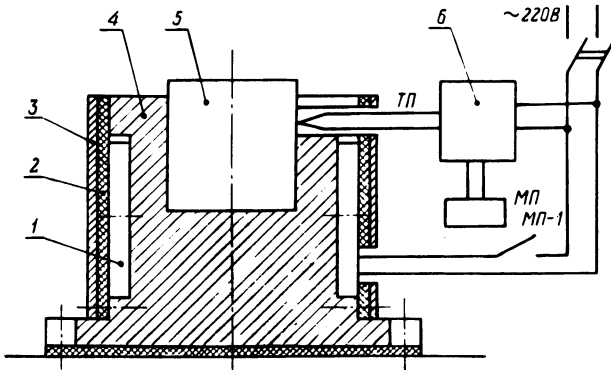


Рис. 1. Схема штампа с подогревом:

1 — нагревательный элемент; 2 — термоизоляция; 3 — металлический кожух; 4 — блок; 5 — сменная вставка штампа; 6 — электронный регулирующий потенциометр; ТП — терморезистор; МП — катушка магнитного пускателя; МП-1 — нормально замкнутый контакт магнитного пускателя.

При штамповке мелких поковок имеет место подстуживание заготовок за счет отдачи тепла в штампы. Это приводит к незаполнению гравюры штампа, возникают большие контактные напряжения в штампе и его интенсивный износ вследствие смятия выступающих элементов ручья.

Следовательно, для обеспечения высокой работоспособности штампа и получения качественных поковок требуется поддерживать температуру штампа на определенном уровне. Эта задача решается по-разному в зависи-

мости от массы поковки и интенсивности штамповки. Если при штамповке средних и крупных поковок требуется принудительное охлаждение, то для мелких поковок необходим подогрев штампов.

На кафедре "Машины и технология обработки металлов давлением" разработан штамп с регулируемым подогревом, предназначенный для штамповки поковок с большим отношением поверхности к массе (рис. 1).

Призматический блок 4 имеет гнездо под сменную вставку штампа 5 и две цилиндрические выточки под нагревательные элементы 1 от электрических бытовых плит. Максимальная мощность элемента 1,5 кВт. Блок термоизолирован асбестом 2, закрытым от повреждений стальным кожухом 3. Регулирование температуры производится при помощи электронного потенциометра 6 путем периодического отключения тока магнитным пускателем МП и его контактом МП-1.

В процессе опытной штамповки поковки "ножка кусачек" (масса поковки 0,03 кг, размер вставки 180 x 60 x 60 мм) достигнута максимальная температура подогрева 280°C. Штамповка производилась на тихоходном фрикционном прессе. При интенсивной штамповке на быстроходном оборудовании нагрев вставок, естественно, будет выше. Предельная температура разогрева штампа, которая может быть определена в каждом случае в процессе работы, будет ограничиваться потенциометром.

УДК 621.735.32.001.57

Т.В.КАЛИНОВСКАЯ, Д.И.ДМИТРОВИЧ,
Н.Ф.КЛЕБАНОВИЧ, Р.В.КОЗЛОВА

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССЕ СВОБОДНОЙ ОСАДКИ

Теория переходных областей [1], развиваемая в [2-4], позволяет построить картину напряженно-деформированного состояния для тел со сложной реологией. Однако важным элементом составления аппроксимирующих функций является определение параметров $m_1 = \tau_{\max}^* / \tau$ и $m_2 = \sigma^* / \tau_{\max}^*$, представляющих собой отношения максимального сдвигающего напряжения в особой точке к его среднему значению и отношение нормального напряжения в особой точке к сдвигающему напряжению в ней соответственно.

Рассмотрим экспериментальные результаты исследования напряженного состояния нагруженной упругой модели, полученные методом фотоупругости: предельное трение обеспечивается приклеиванием образца к инструменту. Модель изготовлена из оптически чувствительного материала СКУ-10 с соотношением размеров, отвечающим простейшим переходным зонам, $H:V = 1$, где H и V -- половина высоты и ширины соответственно.

На рис. 1,а показана половина осаживаемого образца, на верхнюю часть которой сплошными линиями нанесены изоклины, на нижнюю — изохромы. Следует отметить, что в зоне, очерченной треугольником ВДС (рис. 1, а), четкую картину изоклин получить не удастся, хотя изгиб свободного контура свидетельствует о том, что он должен пересекаться изоклинами, параметр которых изменяется от 0° до φ_{δ} (φ_{δ} — угол бочки, рис. 1,б).

Картина изоклин в этой области воссоздается по картине изостат (траекторий главных нормальных напряжений), которые строятся геометрическим методом с учетом следующих предпосылок: а) линия ВД (линия, совпадающая с границей очага деформации жестко-пластического тела) в процессе деформирования изгибается и поворачивается в точке В на угол φ_{δ} (рис. 1,б), сохраняя угол пересечения со свободным контуром, равным $\pi/4$. Изостаты (например, KLMN) пересекают кривую ВД под углом $\pi/4$, в рассматриваемой зоне имеют кривизну того же знака, что и свободный контур, а ось ОХ пересекают под углом $\pi/2$. Соединяя точки равных наклонов изостат к оси ОХ,

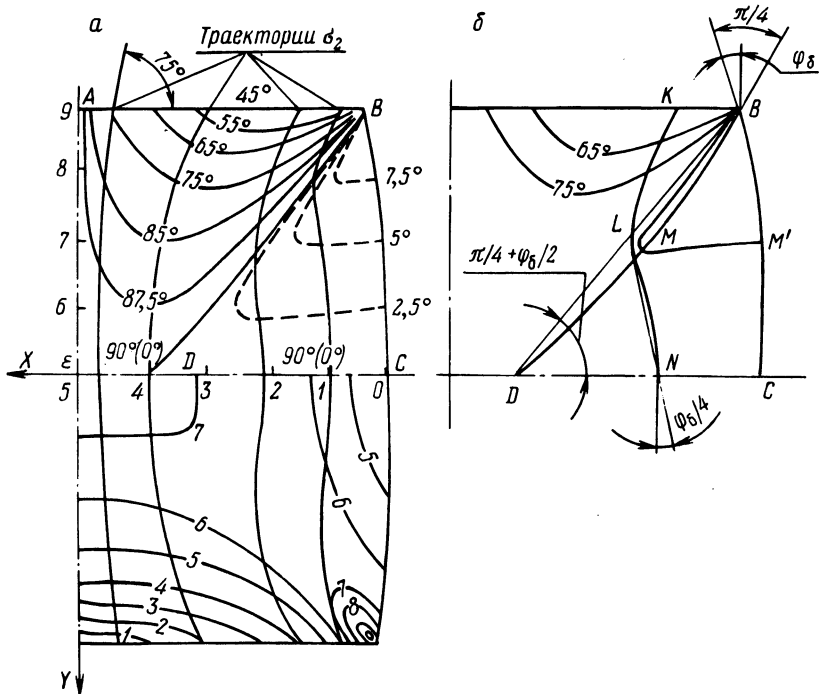


Рис. 1. Поле изохром, изоклин и изостат при плоской осадке упругой модели:

а — общая картина; б — графическое построение поля изоклин в области, примыкающей к свободной поверхности.

получаем поле изоклин ($\theta=0\dots\varphi_{\sigma}$) в зоне, прилегающей к свободной поверхности образца (показаны штриховыми линиями на рис. 1,а).

Совмещенная картина изоклин и изохром позволила методом разности касательных напряжений [5] рассчитать напряженное состояние модели и построить эпюры напряжений в его характерных сечениях, рис. 2.

Трудность представляет расчет напряжений в особой точке, через которую проходят изоклины всех параметров. Однако методом экстраполяции эпюр σ_y на контактной и свободной поверхностях можно довольно точно оценить их величину. Так, экстраполяция эпюры $\sigma_y = \sigma_n$ на контактной поверхности с учетом равенства $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_n$ в области изоклины параметра

$\theta = 45^\circ$ дает в особой точке значение $\sigma_y^* = \sigma_n^* \approx 1,8\tau_{\max}^*$, а эпюры σ_y на свободном контуре ($\theta = \varphi_{\sigma} \approx 10^\circ$) - значение $\sigma_y^* = \sigma_n^* \approx 2\tau_{\max}^*$, т.е. можно считать, что величина нормального давления при нагружении в упругой области в особой точке стремится к $2\tau_{\max}^*$, в то время как элементарные теоретические представления приводят к значению $\sigma_n^* = 1,628\tau_{\max}^*$ [4]. Последняя

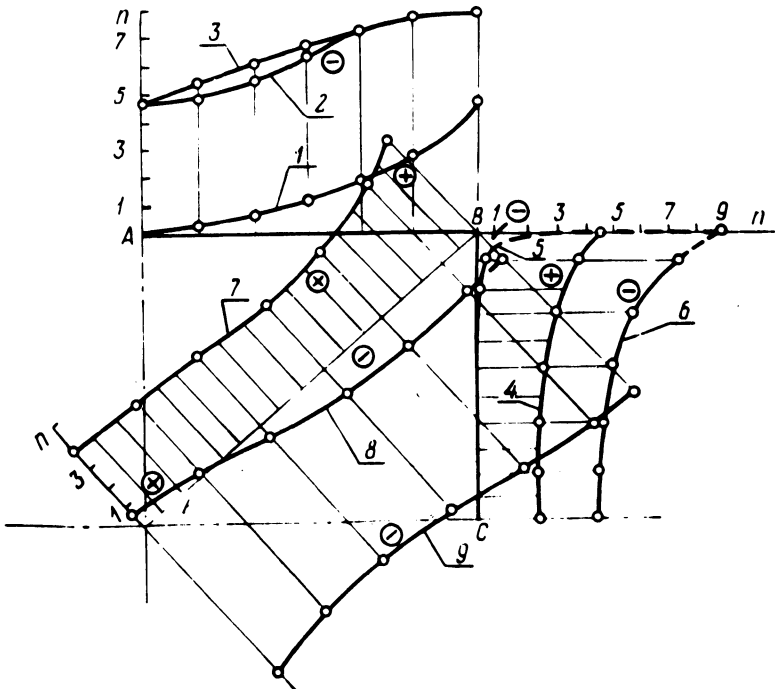


Рис. 2. Эпюры напряжений в характерных сечениях образца :
 1, 2, 3 — соответственно τ_{\max} , σ_y , σ_x на контактной поверхности АВ; 4, 5, 6 — τ_{\max} , σ_y , σ_x на свободной поверхности ВС; 7, 8, 9 — τ_{\max} , σ_x , σ_g на диагонали ВЕ.

оценка не учитывает бочкообразования и не полностью учитывает сжимаемость тела.

Характерно, что при наличии полной адгезии на контакте с инструментом лишь половина контактной поверхности, начиная от особой точки, является траекторией максимальных сдвигающих напряжений ($\theta = 45^\circ$), затем траектории поворачиваются и θ возрастает до 90° на вертикальной оси симметрии. Последнее показывает, что теория переходных областей требует уточнения в области малых значений τ_{\max} .

ЛИТЕРАТУРА

1. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки /Е.М. Макушок, А.С.Матусевич, В.П.Северденко, В.М.Сегал. — Минск, 1968.
2. Новые методы исследования процессов обработки металлов давлением/ Под ред. Е.М.Макушка. — Минск, 1973.
3. Макушок Е.М. Механика трения. — Минск, 1974.
4. Макушок Е.М., Калининская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. — Минск, 1978.
5. Фрохт М. Фотоупругость. — М., 1948, т. 1.

УДК 621.771.016

С.М.КРАСНЕВСКИЙ, В.Я.ЩУКИН

ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТОДОМ ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТКИ ОБРАЗЦОВ

При поперечно-клиновой прокатке вследствие ограниченной пластичности материала и специфичного для этого вида прокатки напряженно-деформированного состояния при определенных условиях в сплошной заготовке может происходить осевое разрушение металла, известное под названием "эффект Маннесмана". Методы определения предельной пластичности металлов (растяжение, кручение, осадка) не позволяют определить остаточную пластичность после поперечно-клиновой прокатки, так как эти методы фиксируют среднюю пластичность по всему сечению образца.

В связи с этим был предложен образец и метод определения пластичности, который заключается в поперечной прокатке плоских дисков в закрытых калибрах с заданной степенью обжатия [1]. Образец представляет собой цилиндр с отношением высоты к диаметру в пределах $0,2 \leq \frac{h}{d} \leq 0,5$, т.е. в центральной части образца сохраняется плоско-напряженное состояние.

Напряженно-деформированное состояние в центральной части образца исследовалось методом муаровых сеток.

Образцы из теллуристого свинца (0,05% Те) диаметром 90 мм и толщиной от 20 до 40 мм, механические свойства которого достаточно близки к свойствам жестко-пластического тела, прокатывали со степенями обжатия

1,05; 1,10; 1,15; 1,20 в клиновом инструменте с калибрами. В процессе прокатки, когда процесс приближался к стационарному, плиты затормаживали, и образец извлекался. На каждую степень обжатия в одинаковых условиях прокатывали два образца. Каждый из этих образцов сфрезеровывался до половины высоты и из двух половинок образцов составлялся разрезной образец, на плоскостях разреза которого фотохимическим способом наносили два семейства ортогональных растров — параллельно и перпендикулярно площадке контакта. Затем разрезной образец закладывался в клиновой калибр и деформировался поперечной прокаткой так, чтобы его жесткие области поворачивались на угол $1-4^{\circ}$. Для каждой степени обжатия подбирали такой этап деформации, чтобы количество полос муара было достаточным для математической обработки. При выполнении этапных деформаций плоскости разреза образца оставались плоскими. Получение картин полос муара, математическое сглаживание экспериментальных данных и расчет параметров напряженно-деформированного состояния производились по работе [2].

Расчет напряженного состояния проводился для случая плоско-напряженного состояния и велся по теории течения Леви-Мизеса:

$$\xi_x = \frac{H_i}{2k} (\sigma_x - \sigma); \quad \xi_y = \frac{H_i}{2k} (\sigma_y - \sigma);$$

$$\xi_z = \frac{H_i}{2k} (\sigma_z - \sigma); \quad \tau_{xy} = k \frac{\eta_{xy}}{H_i}$$

На скорости деформаций накладывалось условие несжимаемости

$$\xi_x + \xi_y + \xi_z = 0.$$

В качестве степени интенсивности сдвига принималась величина

$$\lambda_i = \int_0^t H_i dt,$$

где H_i — интенсивность скорости деформации сдвига; t — время.

Показатель напряженного состояния был представлен в виде отношения первого инварианта тензора напряжений σ к интенсивности касательных напряжений T_i . На рис. 1,а представлена зависимость показателя напряженного состояния $\frac{\sigma}{T}$ (1) и накопленной деформации на оси образца за цикл нагружения (2) при поперечной прокатке от степени обжатия образца.

С увеличением степени обжатия схема напряженного состояния смягчается и при обжатии 1,20 показатель напряженного состояния близок к чистому сжатию. Накопленная деформация за цикл нагружения на оси образца монотонно возрастает и при больших степенях обжатия достигает значительных величин.

Построение диаграмм пластичности производилось следующим образом. Строились экспериментальные кривые зависимости числа циклов нагружения до разрушения образца N_p от степени обжатия δ (рис. 1, б).

По кривым на рис. 1, а по заданной степени обжатия δ находили показатель напряженного состояния в центральной части образца и величину накопленной деформации на оси образца за 1 цикл. Суммарную степень деформации λ_p , накопленную на оси образца к моменту разрушения, определяли по формуле

$$\lambda_p = \lambda_{\text{ц}} \cdot N_p.$$

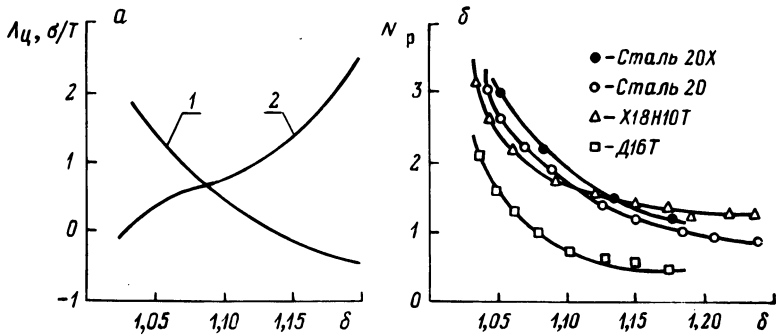


Рис. 1. Зависимости: а — показателя напряженного состояния (1) и накопленной деформации на оси образца за цикл нагружения (2) от степени обжатия; б — число циклов нагружения до разрушения от степени обжатия.

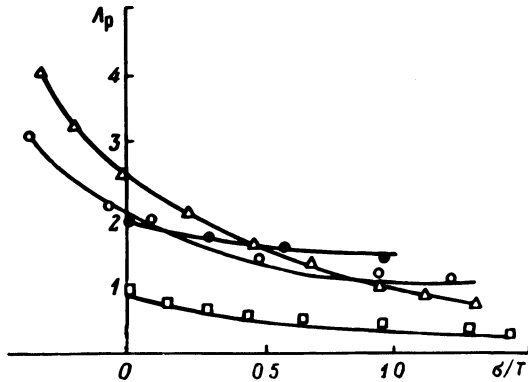


Рис. 2. Диаграммы пластичности, построенные методом поперечной прокатки образцов:
 ● — сталь 20X; ○ — сталь 20; △ — X18H10T;
 □ — Д16Т.

Варьируя степени обжатия, получим зависимость степени деформации к моменту разрушения от показателя напряженного состояния.

На рис. 2 представлены диаграммы пластичности, построенные растяжением гладких образцов, растяжением образцов с выточками, кручением, осадкой [3] (сплошные линии), и на эти кривые нанесены экспериментальные точки, полученные поперечной прокаткой образцов с различной степенью обжатия.

Достоинством метода является возможность определения локальной пластичности, т.е. пластических свойств в ограниченном объеме металла, расположенного в центре образца, что не обеспечивается обычными испытаниями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Новый метод испытания металлов / А.С.Дубень, С.М.Красневский, Л.И.Стенько, В.Я.Щукин. — Информационный листок. Минск, 1978.
2. Сегал В.М., Макушок Е.М., Резников В.И. Исследование пластического формоизменения металлов методом муара. — М., 1974.
3. Колмогоров В.М. Напряжения. Деформации. Разрушение. — М., 1970.

УДК 621.762.4.001

Е.Б.ЛОЖЕЧНИКОВ, Г.В.ШЕДКО, А.Н.ДЕМИДОВ

ПРОКАТКА ПОРОШКОВ В ЭЛАСТИЧНОЙ ОБОЛОЧКЕ

Толщина и плотность прокатываемых из порошков полос, как известно, зависит от ряда геометрических и физических параметров: диаметра бочки валков, угла контакта порошка с валками, коэффициента трения порошка о валки, свойств порошка (коэффициента межчастичного трения и сцепления порошка) и др. [1,2]. При прокатке с оптимальными скоростями в вертикальном направлении обычно толщина полос составляет 0,005...0,010 диаметра бочки валков. При этом соотношение между толщиной $h_{\text{л}}$ и плотностью $\gamma_{\text{л}}$ порошкового проката описывается уравнением гиперболы (оси координат $h_{\text{л}}$ и $\gamma_{\text{л}}$ — асимптоты)

$$\gamma_{\text{л}} \cdot h_{\text{л}} = 0,5C^2, \quad (1)$$

где C — коэффициент интенсивности захвата, зависящий от свойств порошка, жесткости стана, скорости прокатки, условий подачи порошка.

Приблизительно прямая зависимость наибольшей толщины прокатываемых из порошков полос от диаметра бочки валков дает основание полагать, что интенсивность захвата и уплотнения порошка валками определяется объемом очага деформации. С его увеличением, вызванным увеличением диаметра бочки валков при постоянном угле захвата, возрастает объем

порошка, подвергаемого уплотнению. Однако, кроме геометрических условий, на величину очага деформации, как показано в [2], оказывает влияние коэффициент трения между порошком и валками. С увеличением коэффициента трения угол захвата, а следовательно, и объем очага деформации увеличивается.

Как известно [3], одним из условий предельного равновесного состояния связано-сыпучей среды вблизи границы является:

$$|\rho_{\text{к}}| \leq \rho, \quad (2)$$

где $\rho_{\text{к}}$ — угол трения между порошком и валком; ρ — угол межчастичного трения порошка.

Следовательно, возможности увеличения очага деформации за счет сил трения ограничиваются условием равенства углов в (2). На практике это достигается такой продольной шероховатостью поверхности бочки валков, при которой размер впадин обеспечивает заклинивание частиц порошка в неровностях поверхности бочки.

Однако увеличение до предельной ($|\rho_{\text{к}}| = \rho$) величины коэффициента трения между порошком и валками отрицательно сказывается на качестве проката, окончательно деформируемого в зоне опережения. Совпадение одного из семейств линий скольжения с поверхностью валков (по касательной к бочке валка), происходящее при $|\rho_{\text{к}}| = \rho$, обуславливает значительную неравномерность напряженно-деформированного состояния материала в сечениях, перпендикулярных направлению прокатки, и, как следствие, неравномерную плотность по толщине проката, высокие остаточные напряжения и расслоения проката.

Оптимальными в связи с этим будут такие условия прокатки, при которых в начале захвата коэффициент трения порошка с валками будет близок к коэффициенту межчастичного трения, а у выхода проката из валков уменьшится до значений, обеспечивающих всестороннее сжатие материала без разрывов по линиям скольжения и огибающим их кривым.

Близкие к этим условия образуются при прокатке порошка в эластичной газопроницаемой оболочке, в качестве которой используется капроновый чулок [4]. Засыпанный в чулок порошок подается в валки, а после прокатки чулок легко отделяется от полосы.

В начале захвата сопротивление деформации нитей чулка по сравнению с напряжениями в порошке достаточно велики и нити играют роль выступов на поверхности валков, между которыми заклиниваются и перемещаются с валком и чулком частицы порошка. Таким образом создаются условия, близкие к $|\rho_{\text{к}}| = \rho$. У нейтрального сечения и в зоне опережения очага деформации прочность уплотненного порошка и действующие в нем напряжения достаточно велики, чтобы на них оказывала существенное влияние эластичная оболочка из тонких нитей. Происходит вытягивание капроновой оболоч-

ки со скольжением ее по поверхности валков, чем снижается коэффициент трения материала по валку.

Эффективность прокатки в эластичной сетчатой оболочке наглядно видна из следующих опытов прокатки железного порошка ПЖ4М2 (увлажнение 1,5%).

Прокаткой в валках диаметром 150 мм с подачей порошка из установленного на валки бункера (скорость вращения валков 1 об/мин) получены полосы $\gamma_{\text{л}} = 5,1 \text{ г/см}$ и $h_{\text{л}} = 0,93 \text{ мм}$, $\gamma_{\text{л}} = 5,7 \text{ г/см}^3$ и $h_{\text{л}} = 0,76 \text{ мм}$. При прокатке порошка в капроновом чулке прокатаны полосы $\gamma_{\text{л}} = 4,6 \text{ г/см}^3$ и $h_{\text{л}} = 2,2 \text{ мм}$, $\gamma_{\text{л}} = 4,9 \text{ г/см}^3$ и $h_{\text{л}} = 2,0 \text{ мм}$. Использование оболочки позволило увеличить толщину полос и коэффициент "С" более чем в 2 раза.

При прокатке этих же порошков в валках диаметром 600 мм в случае подачи порошка из бункера получены полосы $\gamma_{\text{л}} = 3,7 \text{ г/см}^3$ и $h_{\text{л}} = 4,9 \text{ мм}$, а при подаче в оболочке — $\gamma_{\text{л}} = 4,6 \text{ г/см}^3$ и $h_{\text{л}} = 5,1 \text{ мм}$.

Использование эластичной оболочки позволило избежать образования расслоев и поперечных трещин в толстых полосах, прокатываемых из порошков железа, твердых сплавов, никеля и композиций на его основе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Прокатка металлических порошков /Г.А.Виноградов, Ю.Н.Семенов, О.А.Катрус, В.П.Каташинский. — М., 1969. 2. Северденко В.П., Ложечников Е.Б. Анализ процесса формирования ленты при прокатке порошков. — Сб. статей, посвященный 50-летию Белорусского ордена Трудового Красного Знамени политехнического института. Минск, 1975. 3. Соколовский В.В. Статика сыпучей среды. — М., 1954. 4. А.с. 632487 (СССР) - Способ прокатки порошков /Е.Б.Ложечников, Ю.А.Ковалевич, Г.В.Шедко, А.Н.Демидов. — Опубл. в Б.И., 1978, № 42.

УДК 621.762

Е.Б.ЛОЖЕЧНИКОВ, Г.В.ШЕДКО, С.А.ПЛАЩИНСКИЙ,
А.Н.ДЕМИДОВ, Н.И.ЗАРИПОВ, Н.Н.МАКСИМОВ,
В.Б.ГРОМОВ, В.В.ПРОСЯНЮК, Ю.Н.ЮРЧЕНКО

МАЛОГАБАРИТНЫЙ СТАН ДЛЯ ПРОКАТКИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Отличительными особенностями прокатки порошков являются сравнительная низкая скорость прокатки, зависящая от свойств порошка, необходимость в дозировании порошка и приемном устройстве, обеспечивающем транспортирование малопластичной и малопрочной ленты. Эти особенности определяют конструктивные отличия станом для прокатки порошков от станом, используемых для обработки литых заготовок.

С учетом изложенного спроектирован, изготовлен и внедрен в производство малогабаритный стан для прокатки из порошков гетерогенной композиции на основе тяжелых элементов.

Большое влияние на конструкцию стана оказали жесткие требования к его габаритам. Рассмотрим кинематическую схему стана (рис. 1) и его техническую характеристику.

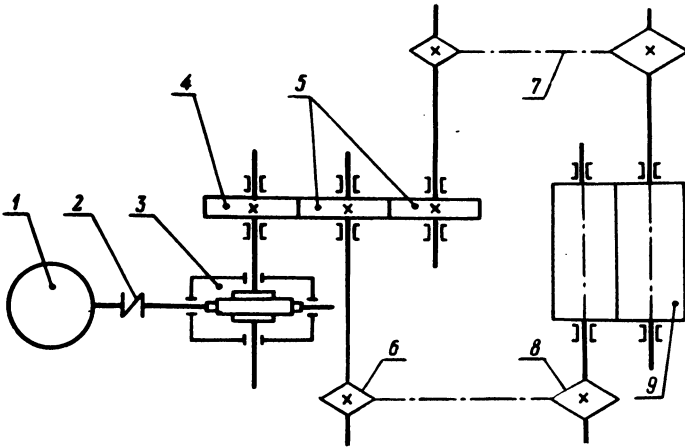


Рис. 1. Кинематическая схема стана.

Тип	Двухвалковый неререверсивный
Направление прокатки	Под углом 45° к горизонту
Привод	
тип	BAO 41-6
мощность, кВт	3,0
скорость вращения ротора, об/мин	960
Диаметр бочки валков, мм	130 и 140 (возможна установка валков с бочков диаметром от 90 до 160 мм)
Длина бочки валков, мм	70
Скорость вращения валков, об/мин	1,5
Нажимной механизм	Ручной, отдельный
Габариты, мм	1160×490×1025
Масса, кг	430

Электродвигатель 1 (типа BAO 41-6) с помощью упругопальцевой муфты 2 (МУВТ 1-25-35 МН 2096-64) соединен с червячным редуктором 3 (РЧУ-80, передаточное число $u = 63$), на выходном валу которого кон-

сольно закреплена шестерня 4. Шестерня червячного редуктора входит в зацепление с нижним зубчатым колесом 5 шестеренной клетки, которая представляет собой одноступенчатый цилиндрический редуктор ($u = 1$) и предназначена для разделения крутящего момента. Валы шестеренной клетки установлены в подшипниках скольжения стоек, соединенных шпильками. На шейках валов шестеренной клетки (по обе ее стороны) закреплены ведущие звездочки 6 цепной передачи, которые зубчатыми цепями 7 (ГОСТ 13552–68) связаны со звездочками 8, установленными на валках рабочей клетки 9.

Рабочая клеть – узел стана, обеспечивающий формирование свойств и размеров проката. Клеть состоит из двух соединенных шпильками неразъемных станин (рам), внутри которых размещены подушки валков с подшипниками скольжения.

Регулировка зазора между валками осуществляется перемещением верхнего валка с помощью нажимного механизма, состоящего из двух винтов и гаек, запрессованных в станинах.

Использование в кинематической схеме стана цепных передач вместо традиционных шпинделей позволило значительно уменьшить габариты стана и обеспечило возможность установки валков с диаметром бочки от 90 до 160 мм. Применение зубчатых цепей обеспечивает плавность вращения валков и бесшумность передачи. Цепная передача с регулируемым пружинным натяжением является элементом трансмиссии, предохраняющим стан от поломок. При перегрузке цепь соскальзывает со звездочек.

Электродвигатель, редуктор и шестеренная клеть установлены на станине привода под рабочей клетью, которая имеет отдельную станину и размещена на ней таким образом, что плоскость осей валков расположена под углом 45° к горизонту. Станины привода и рабочей клетки крепятся к основанию стана.

Эксплуатация стана показала его надежность в работе. Прокатываемые из порошков ленты толщиной 0,4...1,1 мм, относительной плотностью 0,60...0,85 по точности размеров и плотности (отклонение от заданного номинала по длине и ширине) удовлетворяют высокие требования производства.

УДК 620.191.355

А.В.АЛИФАНОВ, Д.И.ДМИТРОВИЧ

ИССЛЕДОВАНИЕ МОДЕЛИ ПРОДОЛЬНОЙ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТРЕНИИ

При исследовании процессов сухого трения большое внимание уделяется взаимодействию шероховатостей трущихся поверхностей (шероховатость представляется в виде совокупности выступов различной конфигурации).

Внедрение выступов на поверхности инструмента в мягкий материал рассматривается как одна из главных причин повреждения его поверхности.

Чтобы лучше представить механизм развития пластической деформации в условиях трения, рассмотрим стационарное движение жесткого поперечно-го гребешка 1 по пластическому полупространству 2 (рис. 1).

Теория пластичности, а также многочисленные эксперименты показывают, что перед гребешком нарастает валик (АВ'С) мягкого материала. При этом устанавливается постоянный передний угол наклона к поверхности трения $\angle В'АС = 45^\circ$. Валик можно мысленно достроить до элементарного прямоугольника ABCD, на который действуют сжимающие нормальные напряжения σ_1 . В условиях пластической деформации $\sigma_1 = 2k$, где k — предел текучести мягкого материала на сдвиг, а максимальные касательные напряжения $\tau = k$ развиваются на диагонали прямоугольника AC, совпадающей с поверхностью пластического тела. На поверхности фактического контакта гребешка и валика В'С касательные напряжения $\tau_K < k$ ($\tau_K = k \cdot \cos 2\alpha$). Таким образом, пластическая деформация происходит внутри мягкого материала, а не на фактическом контакте двух тел, независимо от того, имеется ли полная адгезионная совместимость на контакте или ее нет. При достаточной адгезии на контактирующем участке гребешка (или за счет шероховатостей второго порядка) происходит налипание мягкого материала, образуется нарост, который, перемещаясь совместно с гребешком, дополнительно повреждает трущуюся поверхность, особенно если условия пластического деформирования вызывают упрочнение.

Необходимо учитывать, что поверхности трения формируются еще и в процессе их механической обработки, причем инструмент оставляет на поверхности продольные царапины, совокупность которых образует продольные гребешки. Продольные царапины и вырывы на трущихся поверхностях образуются и в процессе трения. В этой связи представляет интерес механизм развития пластической деформации в мягком материале, выдавленном в продольную царапину жесткого тела в условиях трения. Каждая царапина имеет более или менее пологий выход на поверхность. На рис. 2 показано стационарное движение жесткого тела, 1, имеющего продольную царапину 2, по пластическому материалу 3. Наклонный участок выхода на поверхность продольной царапины NL играет роль поперечного гребешка, перед которым образуется валик мягкого материала АВ'С. Следовательно, приведенные рассуждения остаются в силе и в случае продольной царапины ограниченной длины. Необходимо только отметить, что в реальных условиях нарастание валика в выемке царапины должно происходить более интенсивно, чем перед гребешком, потому что мягкий материал сжимается еще и боковыми стенками царапины, не получая возможности обтекать кромку NL. В случае с гребешком (рис. 1), если принять его поперечный размер конечным, валик АВ'С имеет возможность деформироваться и в поперечном направлении. Таким образом, наклонные участки выхода на поверхность царапин являются очага-

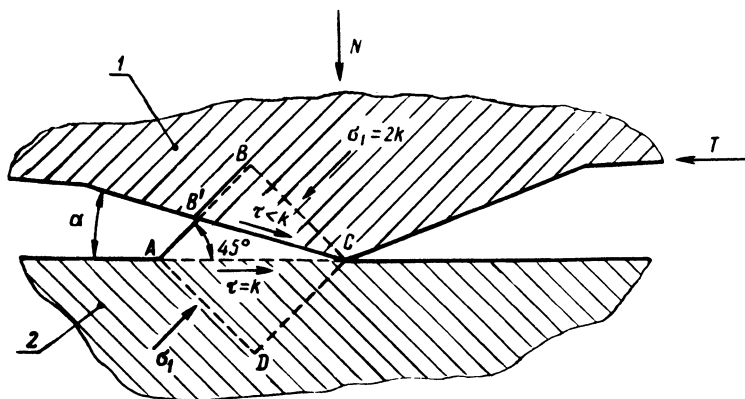


Рис. 1. Стационарное движение жесткого поперечного гребешка по пластическому полупространству.

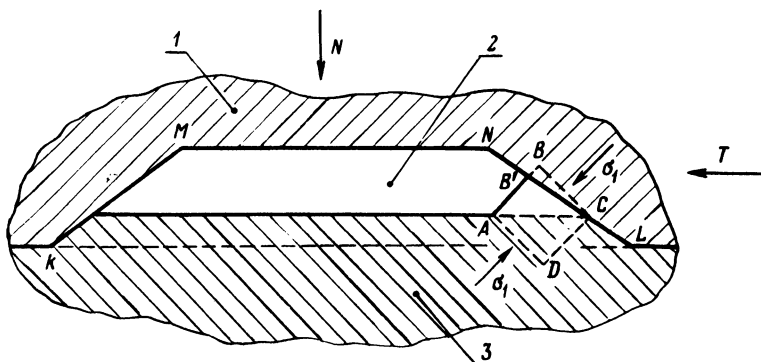


Рис. 2. Стационарное движение жесткого тела, имеющего продольную царапину, по пластическому материалу.

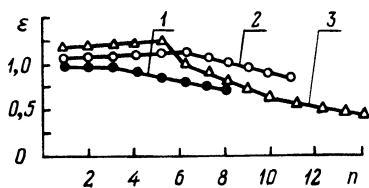


Рис. 3. Распределение линейной деформации ϵ по о координатным точкам:

1, 2, 3 — ход штампа 2; 4 и 6 мм соответственно.

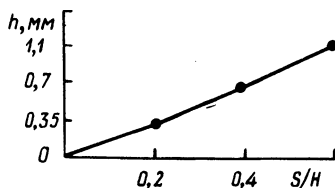


Рис. 4. Зависимость высоты валика h от относительной величины перемещения плиты (S — ход плиты, мм; N — шаг гребешков, мм).

ми концентрации пластической деформации, потенциальными очагами образования нароста. С целью изучения особенностей деформирования на выходной кромке цапаины была изготовлена модель продольной шероховатости, представляющая собой металлическую плиту, на которой конической фрезой был профрезерован ряд параллельных канавок типа KMNL (рис. 2). Плита вдавливалась в свинцовые образцы с нанесенной координатной сеткой и затем перемещалась параллельно контактной поверхности на различную величину. Замерялась линейная деформация $\epsilon = \frac{l_1}{l_0}$ на участке выхода канавки

на поверхность и высота образовавшегося валика h в зависимости от перемещения плиты. Результаты приведены на рис. 3 и 4.

На рис. 3 видно, что величина линейной деформации ϵ имеет большее значение для координатных точек, близко расположенных к началу наклонного участка (точка С на рис. 2), а по мере удаления от него убывает. Это закономерно, так как пластическая деформация развивается преимущественно на участке АС (рис. 2).

Кривая 1 (рис. 3) соответствует перемещению пластины на 2 мм, кривая 2 — на 4 мм и кривая 3 — на 6 мм. Перепады деформаций в крайних точках наклонного участка валика (кривые 1 и 2, рис. 3) незначительны, что соответствует теоретическим представлениям о зоне прилипания на фактическом контакте гребешка с пластическим телом [1], [2]. При увеличении перемещения пластины до 6 мм (кривая 3, рис. 3) деформация несколько возрастает в начальных точках наклонного участка (за счет близости к очагу деформации АС), затем уменьшается и стремится к выравниванию, что также указывает на наличие зоны прилипания. На рис. 4 показано, что валик АВС (рис. 2) интенсивно увеличивается в размерах с увеличением хода плиты.

Проведенные исследования показывают, что продольные, имеющие вид цапаин, шероховатости способствуют задиροобразованию в не меньшей степени, чем близкие по размерам поперечные.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Макушок Е.М. Механика трения. — Минск, 1974.
2. Макушок Е.М., Калининская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. — Минск, 1978.

ИССЛЕДОВАНИЕ АКТИВНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ГРАНУЛ ИЗ СПЛАВА НА НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВОЙ ОСНОВЕ

В нефтехимической промышленности широко применяются катализаторы на Al-основе. Литой сплав подвергается перед работой дроблению и активации. Вследствие оскольчатой формы такой катализатор обладает недостаточной прочностью, разрушаясь в процессе работы, он резко сокращает выход готового продукта.

В данной работе определялась величина активной поверхности катализатора из сплава 52,35%Al; 44,50%Ni; 2,68Ti; 0,47Fe, полученного в Московском авиационном технологическом институте по новой технологии, и исследовалась его структура. Сравнение параметров структуры проводили на литых, раздробленных образцах и гранулированном сплаве аналогичного состава. Перед исследованием катализатор подвергался активации, которая заключалась в выщелачивании в 3%-ном растворе NaOH в течение 1,5 ч.

Приняв допущение о пространственной изометрии граничной поверхности катализатора, его площадь определяли по формуле [1]

$$\Sigma S = \frac{4}{\pi} \Sigma P \text{ мм}^{-1},$$

где ΣS — суммарная активная поверхность в единице объема сплава, мм^{-1} ; ΣP — суммарная длина периметров сечений активной поверхности в единице площади шлифа.

Подсчет периметров проводился на шлифах, приготовленных по общепринятой методике, на приборе "Квантимет 720". В качестве примера приводятся данные обсчета периметров рабочей поверхности гранулированного катализатора. Площадь поля обсчета для каждого из значений периметра составила 6774 мкм^2 :

Периметр, мкм	1285	1151	1260	1205	1086	1129
Расстояние от поверхности гранулы, мкм	14,55	29,1	43,65	58,2	72,75	87,3

Обсчетами поверхности шлифов установлено, что выщелачивание увеличивает в 10 раз величину активной поверхности гранул и дробленого сплава по сравнению с исходным состоянием.

Проведенный количественный анализ позволил установить, что, несмотря на одинаковую глубину выщелоченного слоя (0,135 мм) у обоих исследуемых типов катализаторов, суммарная активная поверхность гранул

2,3 раза больше, чем дробленого сплава. Такое различие в величине активной поверхности объясняется более тонким строением структурных составляющих гранулированного катализатора, связанным с технологией его получения.

Для определения влияния нагрева, который происходит в условиях эксплуатации, на величину активной поверхности катализатора гранулы и дробленый сплав отжигались с различными выдержками при температуре 600°C . Металлографическим анализом установлено, что нагрев, не оказывая значительного влияния на структуру, приводит ее в более стабильное состояние, несколько уменьшая активную поверхность. Однако рабочая поверхность гранулированного сплава остается примерно в 2 раза больше чем дробленого (рис. 1).

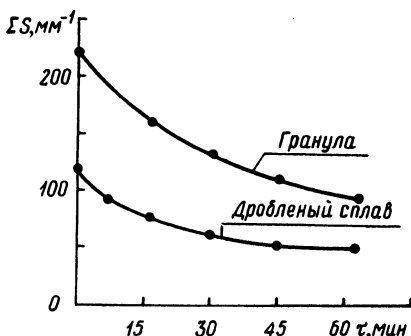


Рис. 1. Влияние продолжительности отжига при 600°C на величину активной поверхности гранулированного и дробленого сплавов.

Исследование структуры катализаторов обоих типов, проведенное на травленных смеси кислот шлифах с помощью металлографического микроскопа, и анализ диаграмм состояния системы Al-Ni-Ti позволили сделать вывод о трехфазном состоянии структуры. Составляющими структуры являются химические соединения с высокой твердостью ($700-800\text{H}_\mu$ и хрупкостью.

Предварительное промышленное опробование работы гранулированного катализатора показало его большую стойкость. Благодаря чечевичной форме катализатор обладает большой пропускной способностью паро-газовой смеси, увеличивается время его работы, а значит, возрастает производительность установки и качество получаемого продукта. Внедрение гранулированного катализатора на предприятиях нефтехимической промышленности позволит получить значительный экономический эффект.

ЛИТЕРАТУРА

1. С а л т ы к о в С.А. Стереометрическая металлография. — М., 1970

Раздел IV НАУЧНЫЕ СООБЩЕНИЯ

УДК 621.73.073

Е.Л.КЛЕЦКОВ

ОСНОВНЫЕ ПРИЧИНЫ И ВИДЫ РАЗРУШЕНИЙ МОЛОТОВЫХ ШТАМПОВ

Изучение причин появления и кинетики роста трещин в крупногабаритных молотовых штампах имеет большое практическое значение.

Наблюдения за работой молотовых штампов на предприятии с годовой программой выпуска поковок более одного миллиона штук показали, что в ряде случаев предписание инструкции по эксплуатации о немедленном прекращенииковки при наличии трещин не выполняется. Таким образом создается реальная опасность травмирования персонала, занятого штамповкой, при внезапном разрушении штампа.

Подверженность штампов образованию магистральных (неразгарного происхождения) трещин составляет 30–40% общей номенклатуры: штампы выходят из строя по образованию магистральных трещин в теле нижних (22,7) и верхних (22,8%) половин в основном из-за неисправностей молота, недостатков крепления штампов, нарушения режима их эксплуатации. Наиболее часто магистральные трещины зарождаются в области расположения хвостовика штампа на тыльной его поверхности (70%). Этот вид трещин, наблюдаемый более чем в 90% от общего числа образующихся в хвостовиках магистральных трещин, также вызывает хрупкое разрушение. Зарождение магистральных трещин обнаруживается после отштамповки 200–700 и 2500–6000 штук поковок соответственно в штампах, устанавливаемых на молотах с массой падающих частей (МПЧ) 10 и 5 т. Развитие трещин протекает пропорционально наработке штампов со скоростью 0,04–0,08 мм/шт. поковок в зависимости от сложности поковок и мощности используемого молота. Установлено, что условия закрепления и эксплуатации штампа оказывают существенное влияние на скорость развития трещин. Поэтому трещина в хвостовике молотового штампа может выполнять роль "индикатора" эксплуатационных условий и, следовательно, способна на основе собственного прорастания сообщать информацию о текущем расходе ресурса сопротивления материала тела штампа разрушению.

Приведенные данные показывают, что проблема прочности молотовых штампов очень сложна. Ее решение тесно связано с усилением технического

контроля за состоянием молотов, качеством крепления штампов и соблюдением термомеханического режима их эксплуатации. Необходимо разработать методы и средства неразрушающего контроля за реальным уровнем израсходования прочностного ресурса материала.

УДК 663.14.018.25:539.3

Е.И.БЕЛЬСКИЙ, М.В.СИТКЕВИЧ, В.А.РОГОВ

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА МЕТОДАМИ ДИФфуЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Анализ характера и особенности износа диффузионных покрытий как в лабораторных, так и непосредственно в производственных условиях показал, что наиболее эффективно применение процесса борирования. Широкое промышленное внедрение этого процесса для диффузионного упрочнения крупногабаритного инструмента требует применения специального оборудования и оснастки. Эти недостатки в значительной степени могут быть устранены при использовании в качестве борировочной среды специальных обмазок, обеспечивающих как диффузионное насыщение изделий, так и их защиту от окисления и обезуглероживания в условиях длительного высокотемпературного печного нагрева.

Оптимизация составов борировочных обмазок производилась по следующим основным признакам: надежности защиты насыщаемых поверхностей и составляющих компонентов от окисления при длительном высокотемпературном нагреве в окислительной среде; качеству упрочняемой поверхности после удаления обмазки; скорости формирования боридных слоев; способности сохранять форму и хорошо удерживаться на деталях сложной конфигурации. В соответствии с этими требованиями определены следующие составы обмазок (% по массе):

- 1) карбид бора – 60, фтористый натрий – 5, колчеданный огарок – 35;
- 2) карбид бора – 60, фтористый натрий – 5, абразивно-металлическая смесь – 35;
- 3) карбид бора – 60, фтористый натрий – 5, железная окалина – 30, медь – 5.

Разработка составов обмазок позволила предложить технологический процесс диффузионного упрочнения инструмента, в основу которого положен принцип совмещения нагрева под закалку с процессом химико-термической обработки рабочих поверхностей.

Изучение условий эксплуатации и причин выхода из строя горячештампового инструмента на Минском тракторном заводе показало, что наиболее целесообразно использовать разработанный технологический процесс для уп-

рочнения штампов механических ковочных прессов, основной причиной выбраковки которых является в большинстве случаев истирание переходных участков гравюры и облойного мостика. Анализ результатов производственных испытаний показал, что применение процесса диффузионного упрочнения позволяет в ряде случаев повысить стойкость кузнечного инструмента до двух раз.

Разработанный процесс диффузионного упрочнения внедрен на Минском тракторном заводе. Это позволило значительно сократить расход штампового инструмента в кузнечном корпусе завода за счет повышения стойкости штампов. Кроме того, обеспечение надежной защиты упрочняемых участков от окисления и обезуглероживания в процессе борирования позволило осуществлять окончательную механическую обработку гравюры штампа до термической обработки. Это в свою очередь способствует повышению производительности труда и снижению стоимости оснастки.

УДК 621.785.79 (088.8)

С.А.ДОВНАР

ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТОЧНЫХ ШТАМПОВ С ВЫСОКОЙ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ

Одним из основных направлений технического прогресса, нацеленных на повышение качества и снижение себестоимости продукции машиностроения, является разработка новых способов и средств, обеспечивающих расширение производства поковок с повышенной степенью готовности [1]. Узловыми вопросами такой проблемной задачи являются, во-первых, поставка инструментально-штамповому производству высокопараметрических штамповых материалов, дефицитность которых все увеличивается, во-вторых, разработка эффективной технологии изготовления штампов.

В результате выполнения научно-технических программ республиканской проблемы № 12 Физико-техническим институтом АН БССР предложено для внедрения более 100 технических решений. Ряд решений формируют в совокупности новые направления развития технологии изготовления штампов. Одно из этих направлений основано на использовании термомеханической обработки, в том числе обработки ударными волнами, а также биметаллических материалов и (или) комбинированного нагрева штамповых заготовок под пластическое формообразование.

Например, способ изготовления штампов включает плакирование заготовки, нагрев до температуры штамповки, предварительную штамповку, подстуживание до температуры относительной устойчивости аустенита вы-

соколегирующего плакирующего материала, выдержку (0,5–1 ч) для закали малолегированной основы на нижний бейнит, пластическое калибрование рабочей фигуры подогретым до температуры калибрования мастер-пуансоном, закалку с температуры калибровки и отпуск.

Способ изготовления штампов из одноименного высоколегированного материала основан на том же принципе. Штамповую заготовку предварительно подогревают до температуры, лежащей в интервале между точками A_{c1} и A_{c3} . При таком нагреве образуется малолегированный термически неустойчивый аустенит. Затем производят поверхностный высокочастотный нагрев заготовки по месту расположения рабочей фигуры. Глубина дополнительного нагрева – 2–10 мм в зависимости от веса и геометрии рабочей фигуры штампа. В результате выполнения дополнительного нагрева в пригравюрной области штампа после черного выдавливания будет располагаться высоколегированный аустенит, обладающий в интервале температур 450–650°C относительной устойчивостью.

Вслед за черновым выдавливанием рабочей фигуры заготовку охлаждают до температуры нижнего предела относительной устойчивости высоколегированного аустенита. Производят выдержку до завершения бейнитного превращения аустенита тела штампа. Затем выполняют чистовое выдавливание рабочей фигуры мастер-пуансоном, предварительно нагретым до температуры выдержки штамповой заготовки. После завершения процесса формообразования рабочей фигуры штамповую заготовку подвергают полному закаливанию от температуры деформации, отпуску, если он требуется, и передают на механическую обработку.

Высокая точность рабочих фигур обеспечивается тем, что деформация поковки от закали основы на бейнит устраняется калибровкой за счет деформации пластического слоя, а окончательная закалка распространяется на тонкий пригравюрный слой и не приводит к существенным искажениям форм и размеров рабочей фигуры штампа.

Положил начало освоению новой технологии Борисовский завод пластмассовых изделий. Технология успешно внедрена в производство и обеспечивает экономический эффект на два наименования пресс-инструмента свыше 60 тыс. руб. в год, в том числе за счет повышения стойкости 20 тыс. руб.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Д о в н а р С.А., М а к у ш о к Е.М. Новые рубежи развития обработки металлов давлением в производстве поковок с повышенной готовностью. — Изв. АН БССР. Сер. физико-технических наук, 1978, № 4.

НОВЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ШТАМПОВЫХ ИЗДЕЛИЙ ВЫДАВЛИВАНИЕМ

Для инструментально-штампового производства является важным разработать новые способы снижения усилия выдавливания за счет повышения пластичности и снижения твердости деформируемого материала. В этом плане представляется важным использование эффекта сверхпластичности, проявляющегося вблизи температур диффузионных фазовых превращений, т.е. при температуре на $10-20^{\circ}\text{C}$ ниже точки A_{c1} . Учитывая то, что наиболее оптимальной по точности и качеству поверхности получаемых изделий является температура выдавливания, равная $250-400^{\circ}\text{C}$, было изучено влияние выдержек вблизи точки A_{c1} на твердость штамповых сталей при охлаждении с этой температуры. Исследования проводились на сталях 5ХНВ, 4Х5МФС, 45ХЗВЗМФС, 3Х2В8Ф, Х12М, Р6М5, У9, ШХ15. Твердость материала определялась на маятниковом твердомере по площади отпечатка индентора, представляющего собой четырехгранную призму с углом при вершине 136° , вдавливаемого в исследуемый материал с усилием 250 кгс.

Испытания показали, что выдержка при температуре немного ниже точки A_{c1} способствует при последующем теплом выдавливании повышению деформируемости заготовок. Например, в интервале деформаций $350-400^{\circ}\text{C}$ предшествующая выдержка при температуре на $10-20^{\circ}\text{C}$ ниже точки A_{c1} приводит к снижению твердости по сравнению с твердостью тех же материалов в состоянии поставки и нагретых до той же температуры тепловой деформации от 1,1 (У9А) до 1,4 раза (45ХЗВЗМФС), а в среднем для группы исследованных материалов – в 1,25 раза. Снижение твердости деформируемого материала объясняется происходящей в результате выдержки вблизи точки A_{c1} коагуляцией карбидных частиц и потери ими когерентности с матрицей материала.

На основе проведенных исследований был разработан способ получения формообразующих полостей пресс-инструмента, включающий нагрев заготовки на $10-30^{\circ}$ ниже точки A_{c1} , выдержку 1–3 ч, подстуживание до $250-400^{\circ}\text{C}$ и выдавливание при температуре подстуживания [1].

Способ внедрен в инструментальное производство НПО "Прогресс" при изготовлении формообразующих деталей пресс-форм на изделие "ручка".

ЛИТЕРАТУРА

1: Довнар С.А., Мартишонок Л.В. Способ получения пресс-форм. А.с. 673660 (СССР). — Бюл. изобрет., 1979, № 26.

НЕКОТОРЫЕ АНАЛИТИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ШТАМПОВ В ПРОЦЕССАХ ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

Под температурным полем штампа подразумевают совокупность мгновенных значений температуры во всех его точках. Температурное поле является важнейшим фактором, предопределяющим процессы функционирования и разрушения штампов. Поэтому развитию теории и практики регулирования температуры в штампах придается огромное значение. Этому вопросу посвящен ряд работ советских и зарубежных авторов.

В Физико-техническом институте АН БССР выполнены аналитические исследования, связанные с решением задач по определению температурных полей штампов и поковок в процессах горячей обработки металлов давлением. Наиболее интересными среди них являются следующие:

— о распределении температур в однородном и плакированном полуограниченных телах, приведенных в соприкосновение при разных начальных температурах. Полученные решения могут быть использованы при теплотехнических расчетах процессов горячей чеканки биметаллических изделий монометаллическим инструментом и, наоборот, монометаллических изделий биметаллическим инструментом;

— об аналитической оценке термического сопротивления контакта в процессах плоской калибровки поковок. В работе предложена математическая модель термического сопротивления контакта, получены выражения для определения температурных полей штампа и калибруемого металла с защитными слоями при их взаимодействии;

— температурное поле полуограниченного тела, подвергаемого по ограничивающей поверхности непрерывному нагреву и прерывистой деформации. Показано, что задачи данного типа поддаются сравнительно простому расчету и при их решении можно использовать классические задачи теплопроводности с учетом указанных в работе подстановок.

Учет выявленных в результате проведенных исследований закономерностей формирования температурных полей штампов обеспечит повышение эффективности регулирования их температур, что способствует повышению стойкости штампов и качества получаемых поковок.

АВТОНОМНЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ С УЛЬТРАЗВУКОМ

При выполнении технологических операций механической обработки металлов иногда используют специальные инструменты, обеспечивающие частичное или полное поддержание в заданных пределах параметров процесса обработки. Такие независимые в управлении инструменты содействуют повышению качества изделий и производительности. Однако неизвестно использование автономных инструментов при обработке металлов с ультразвуком. Решение этой задачи встречает трудности, поскольку ультразвук как наиболее важный фактор механики обработки требует разработки особой системы регулирования в сравнении с процессами, протекающими без ультразвука. Известные же способы автоматического управления процессами обработки металлов с ультразвуком основаны на использовании датчиков системы управления и электронных блоков. При этом известные датчики системы управления имеют недостатки, важнейший из которых заключается в том, что они снимают только интегральную информацию, что снижает точность регулирования. В то же время наличие в цепи управления процессами обработки с ультразвуком электронных блоков существенно усложняет технологические процессы. Эти и другие недостатки сужают область использования ультразвука в производстве изделий.

Автономность инструмента для обработки металлов давлением с ультразвуком (ОМД с УЗ) может быть обеспечена как за счет использования неоднородной по объему инструмента упрочняющей обработки, придающей характерным зонам инструмента разные механико-волноводные свойства, так и за счет конструктивных решений.

Так, например, предложен способ термической обработки инструмента для ультразвуковой сварки [1], по которому первый этап нагрева под закалку проводят только в зонах расположения узлов и пучностей колебаний, а затем по второму этапу нагрев продолжают со смещением нагреваемых зон на $1/4$ длины волны, после чего инструмент закалывают и подвергают отпуску. Такой прием упрочнения инструмента обеспечивает возможность самоотключения УЗК при самопроизвольном изменении частоты колебаний за установленные пределы, что совершается как известно, в момент образования сварного соединения.

Другим примером создания автономного инструмента для ультразвуковой сварки, эффект саморегулирования которого основан на конструктивном решении, может служить инструмент [2]. Этот инструмент снабжен установленными концентрично стержню и образующими между собой и стержнем акустический контакт полыми цилиндрами резонансной длины, участки уз-

лов и пучность колебаний которых последовательно смещены относительно друг друга на расстояние, равное отношению изменения длины волны в инструменте в процессе сварки к числу полых цилиндров. Конструкция инструмента обеспечивает саморегулирование амплитуды колебаний: на сваренных в начале процесса зонах уменьшает ее, на несваренных — увеличивает до образования сварного соединения под этими зонами, что ведет к повышению качества соединений. Из этих примеров замечаем, что автономные инструменты используются и как рабочие органы, и как датчики связи. Каждый инструмент является функционально-параметрическим элементом ультразвуковой системы. Причем, для расширения возможностей управления процессами ОМД и УЗ предложен инструмент с дополнительным функциональным узлом-возбудителем физических полей.

В заключение отметим, что развитие научных основ создания автономных инструментов, по мнению автора, является новым направлением усовершенствования ультразвуковой технологии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Довнар С.А., Григорьев А.М. Способ термической обработки инструмента для ультразвуковой сварки. А.с. 594189 (СССР). — Бюл.изобрет., 1978, № 7. 2. Довнар С.А., Григорьев А.М. Инструмент для ультразвуковой сварки. А.с. 536918 (СССР). — Бюл.изобрет., 1976, № 44.

УДК 621.785.545

И.П.ЯНОВИЧ

КОНТУРНАЯ ЗАКАЛКА МАТРИЦ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ШТАМПОВ С САМОРЕГУЛИРОВАНИЕМ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА (КЗ—СИН—ПРОЦЕСС)

Изготовление матриц разделительных штампов связано с большими затратами на слесарно-доводочные операции сопрягаемых элементов. Это обусловлено тем, что при объемной закалке матрицы подвергаются короблению и усадке. Затраты, связанные с устранением закалочных деформаций режущих кромок, составляют примерно 40% стоимости изготовления матрицы. Эти затраты можно сократить путем использования контурной закалки с саморегулированием индукционного нагрева (КЗ—СИН—процесс).

В основу КЗ—СИН—процесса положен нагрев режущих кромок матриц ленточным индуктором, частично погруженным в охлаждающую жидкость [1, 2].

Саморегулирование нагрева обеспечивается за счет использования переменных физических параметров системы индуктор-зазор-деталь.

Процесс нагрева сопровождается изменением в широких пределах электросопротивления выступающей над жидкостью части токопровода индуктора. Это обусловлено тепловым воздействием протекающего тока, сила которого возрастает особенно при достижении деталью температуры A_2 (точка Кюри). Выступающая часть разогревается до $\sim 850^\circ\text{C}$, электросопротивление повышается в 3...5 раз и ток оттекает в затопленную часть токопровода. Это приводит к снижению интенсивности или даже к прекращению нагрева. Очевидно, что выбор значений выступающей части индуктора должен быть оптимальным по отношению к его высоте. При этом следует учитывать, что на разогрев выступающей части токопровода также влияет взаимодействие его противоположных ветвей, которое зависит от расстояния между ними. Экспериментально установлено, что в зависимости от расстояний между ветвями токопровода оптимальные значения выступающей части находятся в пределах 30...60% от его общей высоты.

При возбуждении переменного электромагнитного поля в индукторе в детали индуцируется ток, на который действует механическая сила магнитного поля индуктора. В процессе нагрева значение этой силы изменяется в зависимости от прогрева детали. Это используется для управления индукционным нагревом в разработанном способе [2] и устройствах для реализации КЗ—СИН—процесса [3]. Нагрев происходит с обратной связью в системе деталь-индуктор-генератор, обеспечивающей саморегулирование поглощения энергии деталью в зависимости от ее физических параметров.

При осуществлении КЗ—СИН—процесса фазовые превращения в материале протекают в сравнительно малом объеме режущих кромок матрицы штампа, что снижает закалочные деформации и практически устраняет необходимость затрат на слесарно-доводочные операции по сопрягаемым элементам штампа. Использование переменных физических параметров системы индуктор-зазор-деталь обеспечивает саморегулирование нагрева по участкам контура и снижает требования к предварительной настройке системы деталь-индуктор-генератор.

ЛИТЕРАТУРА

1. Довнар С.А. Устройство для индукционного контурного нагрева деталей. А.с. 411666. — Бюл. изобрет., 1974, № 2. 2. Способ управления индукционным нагревом /С.А.Довнар, А.М.Григорьев, Е.Л.Лежков, И.П.Янович. А.с. 580232 (СССР). — Бюл. изобрет., 1977, № 42. 3. Довнар С.А., Григорьев А.М., Янович И.П. Устройство для индукционного контурного нагрева деталей. А.с. 602568 (СССР). — Бюл. изобрет., 1978, № 14.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ШТАМПОВ

Существующие способы термической обработки биметаллических изделий можно использовать в том случае, когда основа и плакирующий слой имеют одинаковые или малоотличающиеся интервалы аустенизации под закалку. Обработка материалов с резкоотличающимися температурами закаливания составляющих невозможна без перегрева одной из частей, имеющей низкую температуру закаливания.

Физико-технический институт АН БССР предлагает новый более эффективный способ термической обработки биметаллических изделий.

Суть разработанного способа заключается в том, что объемную закалку и отпуск производят после нагрева всего изделия до температуры аустенизации плакирующего слоя, выдержки, подстуживания до температуры относительной устойчивости переохлажденного аустенита плакирующей части, выдержки при этой температуре для распада аустенита основы и повторного нагрева до температуры закаливания основы.

Исследование свойств сталей по двухступенчатому режиму обработки показало, что такая обработка обеспечивает необходимый уровень технических свойств основы и плакирующего слоя изделия.

Разработанный способ термической обработки биметаллических изделий был опробован на Минском ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени автомобильном заводе на примере получения штамполитых штампов (9790—477, 9790—465, 9790—474) из сталей 40ХСМФ (плакирующий слой) и 40ХЛ (основа), твердость плакирующей части после отпуска составляла HRC 40—42.

Испытания показали, что средняя стойкость опытных штампов не менее чем в 3 раза превышает среднюю стойкость монометаллических штампов из стали 5ХНМ.

ПЛАЗМЕННОЕ НАПЫЛЕНИЕ ШТАМПОВ

Плазменное напыление в ряде случаев является эффективным способом получения защитных покрытий из металлов и сплавов, окислов, карбидов, нитридов, а также материалов, состоящих из нескольких компонентов. Рационально подобранный состав покрытия позволяет получить комплекс

свойств, существенно повышающих стойкость защищаемого материала в условиях его эксплуатации.

Этот метод весьма перспективен и в то же время мало исследован применительно к покрытию рабочей фигуры штампов для горячего деформирования. Для увеличения стойкости штампов необходимо повысить их износостойкость, жаростойкость, снизить трение при течении нагретого металла.

Этим требованиям удовлетворяют порошковые материалы покрытий, состоящие из хромо-никель-кремниевой композиции с различными добавками бора, интерметаллидные покрытия на основе алюминидов никеля, а также окислов металлов — Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2 и др. и их композиции.

Обработка технологических режимов напыления выбранных материалов покрытий производилась на универсальной плазменной установке УПУ—3М. Использовались вставки штампов для горячего деформирования производства Минского завода шестерён, изготовленные из штамповой стали 5ХНВ (HRC 44—46). Во всех случаях рабочая фигура штампов подвергалась дробеструйной обработке. Последующее плазменное напыление производилось через 8—12 мин. Установлено, что выбором режимов напыления можно получать покрытия достаточной толщины, копирующие профиль штампов даже относительно сложной конфигурации. Однако последующее оплавление приводит к нарушению геометрии фигуры. Поэтому необходимо производить предварительный подбор штампов по профилю рабочей фигуры или оплачивать только ее горизонтальные и наклонные участки. Механическая обработка профиля при этом не требуется, а чистота поверхности получаемых шестерён остается в пределах технических норм.

Испытания штампов одной партии, напыленных самофлюсующимися сплавами ПГ—Cr3 и ПГ—Cr4 и отличающихся твердостью получаемых покрытий, показали приблизительно равное увеличение стойкости штампов. Объясняется это тем, что более износостойкий сплав ПГ—Cr4 имеет более низкую хрупкую прочность. Максимальное повышение стойкости достигается при напылении верхней вставки порошком ПГ—Cr3, а нижней (с более рельефной рабочей фигурой) — ПГ—Cr4.

Отработаны режимы напыления штампов окисью алюминия и алюминидом никеля на различных подложках.

Дальнейшие возможности метода лежат как в выявлении новых композиционных материалов покрытий, так и в реставрации изношенных штампов локальным напылением.

ЗАЩИТА МЕТАЛЛА ОТ ОКАЛИНООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ШТАМПОВЫХ ИЗДЕЛИЙ ГОРЯЧИМ ВЫДАВЛИВАНИЕМ

Процесс горячего выдавливания штампов связан с нагревом заготовок в пламенных или электрических печах до температуры 1100–1200°С. При нагреве металл, соприкасаясь с атмосферой печи, взаимодействует с газами-окислителями, и на поверхности металлической заготовки образуется слой окалины.

Удаление окалины и дефектного слоя с поверхности изделия после проведения термомеханической обработки связано с большими затратами рабочего времени и использованием специальных оптико-шлифовальных станков. Это повышает стоимость штамповых изделий и обесценивает сам способ выдавливания рабочих фигур. Поэтому при получении высококачественных и точных штамповых изделий с повышенной прочностью поверхность металла при нагреве необходимо защищать от окисления.

На основании проведенных ФТИ АН БССР исследований предложен способ защиты заготовок под горячее выдавливание, заключающийся в том, что на заготовку, покрытую слоем электролитического никеля толщиной 8–10 мкм, насыпают слой молотого графита высотой 20–25 мм и нагревают до температуры штамповки. Этот способ защиты позволяет резко снизить окалинообразование и, кроме того, обеспечивает снижение контактного трения, что является полезным с точки зрения оформления поковки и снижения энерго-силовых параметров процесса выдавливания.

Предложенный способ защиты внедрен в инструментальное производство Борисовского завода пластмассовых изделий при получении мастер-матриц, а также формообразующих деталей технологической оснастки для получения изделий основной продукции.

УДК 621.785.5:669.15 – 194.3

В.В.СУРКОВ, Н.С.ШАБЕКА,
А.М.ДОЛГИХ, М.У.АХМЕДПАШАЕВ

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЦЕМЕНТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВЫРУБНЫХ ШТАМПОВ

При холодной обработке металлов давлением в наиболее тяжелых условиях работают вырубные штампы. Применяемые для этих целей высокоуглеродистые стали обладают малой стойкостью, а высоколегированные — дороги.

На кафедре металловедения БПИ предложена в качестве стали-заменителя высокохромистая нержавеющая сталь 20X13, подвергаемая цементации с последующей термообработкой [1,2]. Такая сталь обладает отличным комплексом механических свойств: износостойкой поверхностью и вязкой, достаточно прочной сердцевиной.

В работе приведены результаты производственных испытаний штампов для вырубки шайб диаметром 9 мм из стали 10 КП толщиной 0,8 мм. Цементацию стали 20X13 производили в твердом карбюризаторе, состоящем из древесного угля (ДАУ) с добавками активатора – питьевой соды.

Предварительно на образцах проводился выбор оптимального состава насыщающей смеси, температуры и времени насыщения. В качестве параметра оптимизации выбиралась износостойкость в условиях сухого трения (машина типа "МИ", удельная нагрузка 20 кгс/см^2 , скорость скольжения 1 м/с).

В качестве оптимального был выбран следующий режим цементации и последующей термообработки: состав смеси – 15% NaHCO_3 и 85% ДАУ; температура насыщения 1000°C ; время насыщения 6,5 ч; температура закалки 975°C (в масло); температура отпуска 180° в течение 1 ч.

При данном режиме толщина цементированного слоя составляла 380 мкм, твердость поверхности HRC 61–63. Производственные испытания проводились в условиях производственного объединения "Горизонт".

На пресс-автомате 4ГЖ–500–10 испытывались последовательные двухрядные штампы, рабочие части которых изготовлены для одного ряда из стали 20X13 (вариант БПИ) и второго из стали У8А (заводской вариант). Это позволило вести сравнительные испытания в идентичных условиях.

Стойкость определялась по количеству отштампованных деталей (до первой переточки) до появления максимально допустимых величин заусенца или прогиба. Результаты исследования показали:

1) при двустороннем зазоре z между матрицей и пуансоном, равным 100 мкм, количество отштампованных деталей втрое больше, чем при $z = 80$ мкм (для обоих вариантов);

2) в условиях более жестких требований по допустимым величинам заусенца и прогиба, предъявляемых к деталям радиоэлектронной промышленности [3, 4], стойкость штампов с рабочими частями из стали 20X13 вдвое больше, чем из стали У8А (при допустимой величине заусенца в 60 мкм для толщины металла 0,8 мм);

3) для менее ответственных деталей, допускающих большую величину заусенца [5] (до 100 мкм при штамповке стальных деталей толщиной 0,6–2 мм), стойкость штампов с рабочими частями из стали 20X13 выше в 5 раз, чем из стали У8А. При этом испытания проводились до появления у шайб допустимого прогиба. Так, например, при зазоре $z = 100$ мкм матрицы и пуансоны из стали 20X13 (вариант БПИ) выдержали 629700 ударов, а из стали У8А – 124300 (что соответствовало высоте заусенца в 77 мкм и 68 мкм, а допустимый прогиб для обоих вариантов составлял 160 мкм [3]).

ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин Л.Г., Борисенок Г.В., Васильев Л.В. Опытное промышленное опробование и внедрение химико-термической обработки инструмента, деталей машин и технологической оснастки — В кн.: Защитные покрытия на металлах, 1977, вып. 11. 2. Исследование свойств цементированной стали 20X13/ Л.Г.Ворошнин, Б.В.Бабушкин, А.Н.Ростовцев, Л.Н.Дьячкова. — В сб.: Структура и свойства металлов и сплавов. Минск, 1974. 3. ОСТ 4Г0.070.014. Детали радиоэлектронной аппаратуры. Общие технические условия, 1976, ред. 2—75. 4. ОСТ 4Г0,059.012. Надежность и долговечность штампов, пресс-форм и форм для литья под давлением. Термины и показатели надежности, 1971, ред. 1—70. 5. Романовский В.П. Показатели износа и стойкость вырубных и пробивных штампов. — Вестник машиностроения, 1974, № 4.

СОДЕРЖАНИЕ

Раздел I. Литейное производство

Королев В.М., Белый О.А., Лекаx С.Н., Трибушевский В.Л. Исследование процесса плавки чугуна в вагранке с использованием брикетированных металлизированных окатышей	3
Слуцкий А.Г., Лекаx С.Н., Шитов Е.И., Андреев Г.Ф., Бородюк С.С. Исследование структуры и свойств низколегированных серых чугунов	6
Худокормов Д.Н., Королев В.М., Мартынюк М.Н., Дударчик Г.Т., Бондарев М.М., Дорожко С.В. Использование комплексных модификаторов для получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом	9
Соболев В.Ф., Чаус А.С., Дубко А.П. Перспективы использования быстрорежущей стали для получения литого инструмента	12
Соболев В.Ф., Чаус А.С., Дубко А.П. Улучшение свойств литой быстрорежущей стали	15
Галушко А.М., Тимошенко В.П., Немененок Б.М., Довнар Г.В., Акунец А.К. Исследование влияния вторичного чушкового сплава АК9 на свойства электротермического силумина	17
Галушко А.М., Немененок Б.М., Довнар Г.В., Акунец А.К. О влиянии некоторых элементов на кристаллизацию силумина	19
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Хорошко И.В. Сравнительная оценка источников газовой пористости при литье под давлением	22
Дмитрович А.М., Кукуй Д.М., Милов А.М., Шевчук В.В., Ушакова И.Н. Теоретические предпосылки создания новых органоминеральных связующих на основе силикатных материалов	25
Кукуй Д.М., Лисица В.И., Одинокко В.Ф. Лабораторная установка для исследования процесса электрогидравлической регенерации формовочных и стержневых смесей	28
Дмитрович А.М., Есепкин В.А., Ушакова И.Н. Методика изучения кинетики растворения силикат-глыбы в водных растворах органических веществ-активаторов	32
Антонов В.А., Виштак Б.С., Гурвич Э.А., Есьман Р.И., Жмакин Н.П. Экспериментальные исследования процесса теплообмена при литье под давлением	34
Гурвич Э.А., Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Костюкевич Э.Л., Маркаров Ю.В. Расчет термических напряжений и деформации кокиля на ЭВМ	37

Т у т о в В.И. Способ непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней	40
С е н ь к и н Н.А., Т у т о в В.И., Г р и н б е р г В.А., К р у т и л и н А.Н., Б е л ь к о В.Ф. Технологические особенности непрерывного литья заготовок с применением стержня	42
З е м с к о в И.В., Г р и н б е р г В.А., Х у д о к о р м о в а Р.Н., Ш а г о в П.А. Номограмма для определения технологических и гидродинамических параметров литья	44
М и х а л е в и ч А.П., З е м с к о в И.В., С т о л я р о в а Г.И., А н д р е й ч и к о в В.И. Колебание уровня металла в форме при литье на установках поворотного типа	46
Д е м ч е н к о Е.Б., К р у т и л и н А.Н., Т у л ь к о Ч.Е., Ч у д а к о в С.Р. Экспериментальная установка вертикального непрерывного литья	49
К а л и н и ч е н к о А.С. Особенности получения изделий из заготовок, полученных литьем намораживанием	51
М е л ь н и к о в А.Т., Д о р о ш к е в и ч Н.А. Влияние поверхностно-активных веществ на коррозию аппаратов очистки ваграночных газов	53
Р о в и н Л.Е., З а н и м о н В.Н. Опыт проектирования и эксплуатации системы тонкой очистки ваграночных газов	55
К о м а р о в О.С., Т у л ь е в В.Д. О критерии оценки влияния добавок на глубину отбела чугунных отливок	57

Раздел II. Металловедение и термическая обработка металлов

Т р а й м а к Н.С., Л и х а ч е в С.А., С т а с ю л е в и ч В.А. Влияние термической обработки на разгаростойкость штамповых сталей	60
Л и х а ч е в С.А., Т р а й м а к Н.С. К вопросу выбора параметров термоциклирования	62
К р у к о в и ч М.Г., В а с и л ь е в Л.А. Применение химико-термической обработки для упрочнения штампового инструмента	64
Б е л я е в В.И., Д е в о й н о Д.Г. Диффузионные процессы в соединении медь-титан	65
А х м е д п а ш а е в М.У. Карбидизация сталей, легированных вольфрамом, хромом, молибденом	69
В а с и л ь е в Л.А., К у х а р е в Б.С., З я б к и н В.И., З я б к и н Г.В., И л и е в П.Д. Цементация сталей с предварительно нанесенными цинковыми покрытиями	71
К р у к о в и ч М.Г., С т а с е в и ч Г.В. Низкотемпературное борирование быстрорежущих сталей	72
Л я х о в и ч Л.С., Д о л м а н о в Ф.В., И с а к о в С.А. О применении борирования для повышения износостойкости деталей массового произ-	

водства	74
Ворошнин Л.Г., Кухарев Б.С., Левитан С.Н. Хромосилицирование углеродистых сталей	75
Ляхович Л.С., Пучков Э.П., Долгих А.М. Исследование некоторых свойств диффузионных покрытий, полученных в силикотермических смесях	76
Бельский Е.И., Ситкевич М.В., Рогов В.А. Влияние некоторых видов диффузионного упрочнения на износостойкость инструментальных сталей	78
Махаров Д.М., Бабушкин Б.В. Остаточные напряжения в стали 38ХМЮА после насыщения хромом	80
Ворошнин Л.Г., Кухарева Н.Г., Кухарев Б.С., Казак В.В. Диффузионные покрытия на алюминии и его сплавах	81

Раздел III. Обработка металлов давлением

Степаненко А.В., Запороженко В.С. Интенсификация процесса волочения труб на подвижной оправке с помощью ультразвуковых колебаний	84
Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. Исследование энергосиловых параметров ротационной вытяжки с ультразвуком	86
Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. Ультразвуковая сварка и ротационная вытяжка тонкостенных оболочек	89
Сычев Н.Г., Мариан Толнаи. Энергетические затраты при волочении металлов с наложением ультразвуковых колебаний	92
Пашенко В.С., Кособуцкий Б.С., Любимов В.И., Полойко О.К., Варавин В.А. Изготовление пластин конденсаторов переменной емкости чистой вырубкой	95
Овчинников П.С., Булах В.Н., Зубов В.М., Стрикель Н.И. Чистовая вырубка деталей на универсальном оборудовании	97
Степаненко А.В., Логачев М.В., Чайка В.А. Исследование влияния ультразвука на процесс адгезии при прессовании стекла	100
Белый А.В. Исследование избирательного переноса при повышенных температурах	103
Чайка В.А., Булах В.Н., Мекед И.Н. Конструкция штампа с подогревом для объемной штамповки малогабаритных поковок	105
Калиновская Т.В., Дмитриевич Д.И., Клебанович Н.Ф., Козлова Р.В. Исследование напряженного состояния в процессе свободной осадки	106
Красневский С.М., Щукин В.Я. Построение диаграмм пластичности методом поперечной прокатки образцов	109
Ложечников Е.Б., Шедко Г.В., Демидов А.Н. Прокатка порошков в эластичной оболочке	112

Л о ж е ч н и к о в Е.Б., Ш е д к о Г.В., П л а щ и н с к и й С.А., Д е м и д о в А.Н., З а р и п о в Н.И., М а к с и м о в Н.Н., Г р о м о в В.Б., П р о с я н ю к В.В., Ю р ч е н к о Ю.Н. Малогабаритный стан для прокатки порошковых материалов	114
А л и ф а н о в А.В., Д м и т р о в и ч Д.И. Исследование модели продольной шероховатости при пластическом трении	116
Б е л я е в а Н.В. Исследование активной поверхности гранул из сплава на никель-алюминиевой основе	120

Раздел IV. Научные сообщения

К л е ц к о в Е.Л. Основные причины и виды разрушений молотовых штампов	122
Б е л ь с к и й Е.И., С и т к е в и ч М.В., Р о г о в В.А. Повышение стойкости штампового инструмента методами диффузионного упрочнения	123
Д о в н а р С.А. Перспективное направление развития технологии изготовления точных штампов с высокой эксплуатационной стойкостью	124
М а р т и ш о н о к Л.В. Новый способ получения штамповых изделий выдавливанием	126
В е р ш и н а А.К. Некоторые аналитические решения задач по определению температурных полей штампов в процессах горячей обработки металлов давлением	127
Г р и г о р ь е в А.М. Автономные инструменты для обработки металлов давлением с ультразвуком	128
Я н о в и ч И.П. Контурная закалка матриц разделительных штампов с саморегулированием индукционного нагрева (КЗ—СИН-процесс)	129
Ф и г у р и н Б.Л. Термическая обработка биметаллических штампов	131
Д р о з д о в В.М. Плазменное напыление штампов	131
С и д о р Е.И. Защита металла от окиснообразования при изготовлении штамповых изделий горячим выдавливанием	133
С у р к о в В.В., Ш а б е к а Н.С., Д о л г и х А.М., А х м е д п а ш а е в М.У. Опыт применения высокохромистых цементируемых сталей для вырубных штампов	133

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 15

Редактор Г.В.Вагабова
Худож. редактор Ю.С.Сергачев
Мл. редактор И.В.Бирюкова
Техн. редактор Л.И.Жук
Корректор З.Б.Боборыко
График Н.В.Журавлева
Оператор М.К.Борисова

ИБ 1137

Подписано к печати 24.06.80 г. АТ 08564. Формат 60x90¹/₁₆. Бумага офсет. . . Офсет печать. Гарнитура Пресс Роман. Усл.печ.л. 9,5. Уч.-изд.л.10,02 Тираж 630
Зак. 7218. Цена 1 р. 60 к.

Издательство "Высшая школа" Государственного комитета БССР по делам издательства, полиграфии и книжной торговли. 220048. Минск, Парковая магистраль, 11

Типография "Победа", Молодечно, Привокзальный пер., 11.

Отпечатано с оригинал-макета, изготовленного в издательстве "Высшая школа".

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.745.554.669

Исследование процесса плавки чугуна в вагранке с использованием брикетированных металлизированных окатышей/В.М.К о р л е в, О.А.Б е л ы й, С.Н.Л е к а х, В.Л.Т р и б у ш е в с к и й. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 3—6.

Исследован процесс брикетирования металлизированных окатышей с углеродосодержащим наполнителем. Установлено положительное влияние добавок брикетов в шихту на параметры ваграночной плавки. — Ил. 3. Библиогр. 3.

УДК 621.745.57—776

Исследование структуры и свойств низколегированных серых чугунов/ А.Г.С л у ц к и й, С.Н.Л е к а х, Е.И.Ш и т о в и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 6—8.

Исследовано влияние ванадия, хрома, титана и никеля на структуру и свойства синтетических и промышленных серых чугунов. Показано, что комплексное легирование высокоуглеродистых сплавов железа ванадием и титаном позволяет повысить прочность и износостойкость отливок. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.74.002.6:669.131.7

Использование комплексных модификаторов для получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом/Д.Н.Х у д о к о р м о в, В.М. К о р о л е в, М.Н.М а р т ы н ю к и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с.9—12.

Исследовано влияние комплексного модификатора на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, полученного модифицированием чугуна ваграночной плавки. Приведены результаты стендовых испытаний отливок из высокопрочного чугуна. — Ил. 2. Табл. 1. Библиогр 1.

УДК 669.14

С о б о л е в В.Ф., Ч а у с А.С., Д у б к о А.П. Перспективы использования быстрорежущей стали для получения литого инструмента. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 12—15.

Изучена возможность более широкого использования литой быстрорежущей стали. Исследованы основные свойства и характер разрушения литой быстрорежущей стали Р6М5К5. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.14

С о б о л е в В.Ф., Ч а у с А.С., Д у б к о А.П. Улучшение свойств литой быстрорежущей стали. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 16—15.

Приведены результаты исследования влияния некоторых легирующих добавок на свойства литой быстрорежущей стали, которые в первую очередь определяют стойкость режущего инструмента. — Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74.043:669.715

Исследование влияния вторичного чушкового сплава АК9 на свойства электротермического силумина/А.М.Г а л у ш к о, В.П.Т и м о ш е н к о, Б.М. Н е м е н е н о к и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 17—19.

Исследовано влияние добавок вторичного чушкового сплава АК9 на свойства электротермического силумина. Установлено, что введение в сплав 10% вторичного чушкового сплава АК9 с последующей обработкой расплава гексахлорэтаном и флюсом улучшает свойства электротермического силумина. — Табл. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.74.043:669.715

О влиянии некоторых элементов на кристаллизацию силумина/А.М.Г а л у ш к о, Б.М.Н е м е н е н о к, Г.В.Д о в н а р, А.К.А к у н е ц. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 19—22.

Исследовано влияние добавок титана, ванадия, циркония, кальция, стронция, иттрия, меди и европия на кристаллизацию силуминов. — Табл. 3. Библиогр. 1.

УДК 621.74.043

Б а х м а т В.А., М и х а л ь ц о в А.М., Х о р о ш к о И.В. Сравнительная оценка источников газовой пористости при литье под давлением. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 22—25.

Исследовано раздельное влияние воздуха и газов, содержащихся в полости формы и в свободном объеме камеры прессования, на плотность отливок при литье под давлением. Установлено, что при низких скоростях прессования (до 0,3 м/с) преимущественное влияние на образование пористости в отливках оказывают воздух и газы полости формы. При скоростях прессования, равных 1 м/с, влияние свободного объема камеры прессования возрастает до 40—50%. — Ил. 2.

УДК 621.742.4

Теоретические предпосылки создания новых органоминеральных связующих на основе силикатных материалов/А.М.Д м и т р о в и ч, Д.М.К у к у й, А.М.М и л о в и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 25—28.

Приведены теоретические предпосылки создания связующих материалов на основе жидкого стекла. — Библиогр. 3.

УДК 621.74

К у к у й Д.М., Л и с и ц а В.И., О д и н о ч к о В.Ф. Лабораторная установка для исследования процесса электрогидравлической регенерации формовочных и стержневых смесей. *Металлургия*, 1981, с. 28—31.

Приводится структурная схема и описание лабораторной электрогидравлической установки для исследования процесса регенерации формовочных и стержневых смесей. Показано устройство регенератора непрерывного действия. — Ил. 2.

УДК 621.74

Д м и т р о в и ч А.М., Е с е п к и н В.А., У ш а к о в а И.Н. Методика изучения кинетики растворения силикат-глыбы в водных растворах органических веществ-активаторов. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 32—34.

Описана методика изучения процесса растворения силикат-глыбы и лабораторная установка для исследования кинетики получения жидкого стекла и органоминеральных связующих материалов. — Ил. 1.

УДК 621.746.6

Экспериментальные исследования процесса теплообмена при литье под давлением/В.А.А н т о н о в, Б.С.В и ш т а к, Э.А.Г у р в и ч и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 34—37.

Приведены результаты экспериментальных исследований процесса теплообмена при литье под давлением. Предложены рекомендации по комплексному управлению процессом с учетом гидродинамических и тепловых параметров. — Ил. 3. Библиогр. 1.

УДК 621.746.6

Расчет термических напряжений и деформации кокиля на ЭВМ/Э.А. Г у р в и ч, Р.И.Е с ь м а н, Н.П.Ж м а к и н и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 37—40.

Приведены результаты численного расчета на ЭВМ и экспериментальных исследований кинетики изменения деформации кокиля и газового зазора. Сделан вывод о необходимости учета деформации кокиля при расчете теплового режима системы "отливка-кокиль". — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74.047

Т у т о в В.И. Способ непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 40—42.

Изложена сущность способа непрерывного литья с использованием разрушаемых стержней, приведены технологические особенности различных вариантов его осуществления, даны рекомендации по рациональному использованию способа для получения заготовок для машиностроения.

УДК 621.746.047

Технологические особенности непрерывного литья заготовок с приме-

нием стержня/Н.А.Сенькин, В.И.Тотов, В.А.Гринберг и др. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 42—44.

Приведена методика экспериментального исследования технологических особенностей процесса, а также номограмма для определения оптимальных технологических параметров литья. — Ил. 1.

УДК 621.746.047

Номограмма для определения технологических и гидродинамических параметров литья/И.В.Земсков, В.А.Гринберг, Р.Н.Худокормова, П.А.Шагов. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 44—45.

Приведена номограмма для определения оптимальных значений скорости и времени заполнения формы, угловой скорости поворота узлов установки и амплитуд колебаний уровня металла в форме. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.746.047

Колебание уровня металла в форме при литье на установках поворотного типа/А.П.Михалевич, И.В.Земсков, Г.И.Столярова, В.И.Андрейчиков. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 46—48.

Численным методом Рунге-Кутты четвертого порядка решено дифференциальное уравнение колебания уровня металла в форме. Приводится блок-схема вычислительного процесса на ЭВМ "Минск-32". — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74.047

Экспериментальная установка вертикального непрерывного литья/Е.Б.Демченко, А.Н.Крутилин, Ч.Е.Тулъко, С.Р.Чудаков. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 49—50.

Приведены конструктивные и технологические особенности экспериментальной установки вертикального непрерывного литья для получения станкостроительных заготовок сложного профиля и заготовок круглого сечения. — Ил. 1.

УДК 621.746.6

Калининченко А.С. Особенности получения изделий из заготовок, полученных литьем намораживанием. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 51—53.

Исследованы некоторые особенности прокатки заготовок из сложных алюминиевых сплавов. Показано, что, подбирая условия литья и прокатки, возможно получить качественное изделие из таких заготовок. — Ил. 3. Библиогр. 1.

УДК 622.613.5:621.745.34

Мельников А.Т., Дорошкевич Н.А. Влияние поверхностно-активных веществ на коррозию аппаратов очистки ваграночных газов. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 53—55.

Приведены результаты исследования коррозии различных участков системы мокрой очистки ваграночных газов. Установлено, что в случае исполь-

зования в оборотной воде добавок ПАВ скорость коррозии значительно снижается. — Ил. 2.

УДК 662.613.5:621.745.34

Р о в и н Л.Е., З а н и м о н В.Н. Опыт проектирования и эксплуатации системы тонкой очистки ваграночных газов. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 55—57.

Приведены данные по опыту проектирования и эксплуатации двухступенчатой системы очистки ваграночных газов, смонтированной на Минском автомобильном заводе и состоящей из следующего узла: мокрого пылеуловителя, узла дожигания, трубы Вентури и каплеотделителя.

УДК 621.74.08:669.13

К о м а р о в О.С., Т у л ь е в В.Д. О критерии оценки влияния добавок на глубину отбела чугуновых отливок. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 57—59.

Исследование взаимосвязи глубины отбела в отливках из серого чугуна с числом эвтектических ячеек показало, что в случае применения графитизирующих добавок увеличение числа ячеек снижает глубину отбела. Рост числа ячеек, вызванный вводом антиграфитизаторов и поверхностно-активных веществ, не устраняет отбела. В связи с этим вводится коэффициент, учитывающий влияние присадки на число ячеек и скорость их роста. — Ил. 1. Библиогр. 5.

УДК 669.14.018.254:620.17

Т р а й м а к Н.С., Л и х а ч е в С.А., С т а с ю л е в и ч В.А. Влияние термической обработки на разгаростойкость штамповых сталей. *Металлургия*. 1981, вып. 15, с. 60—62.

Приведены результаты влияния режимов термообработки на разгаростойкость штамповых сталей 4ХСМНЦР и 5ХЗВЗМФС. Показано, что при увеличении температур закалки и отпуска разгаростойкость повышается. Установлены оптимальные температуры закалки и отпуска и рекомендована твердость, необходимая для придания этим сталям высокой разгаростойкости. — Ил. 2. Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.14.018.254

Л и х а ч е в С.А., Т р а й м а к Н.С. К вопросу выбора параметров термоциклирования. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 62—64.

Приведен пример краткого расчета параметров термоциклирования, температуры и времени нагрева в зависимости от размеров образцов, материала и интенсивности теплового источника. — Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.785.51.06

К р у к о в и ч М.Г., В а с и л ь е в Л.А. Применение химико-термической обработки для упрочнения штампового инструмента. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 64—65.

Проведен анализ технологии процесса борирования и разработан методологический подход к выбору условий насыщения, с целью обеспечения наилучших эксплуатационных свойств.

УДК 621.78:620.22 — 419.8

Белые В.И., Девойно Д.Г. Диффузионные процессы в соединении медь-титан. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 65—68.

Проведены исследования композиционного материала медь-титан при нагреве. Получены математические выражения, описывающие кинетику роста образующегося интерметаллидного слоя. Даны рекомендации по термической обработке биметалла. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.785.51.062.5

Ахмедпашаев М.У. Карбидизация сталей, легированных вольфрамом, хромом, молибденом. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 69—70.

Приведены результаты исследования сталей, легированных вольфрамом, молибденом и подвергнутых карбидизации. В результате стойкости холоднотампового инструмента для вырубки отверстий с диаметром 8 мм и толщиной листа 2 мм увеличилась в 2—3 раза. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.785.5

Цементация сталей с предварительно нанесенными цинковыми покрытиями / Л.А. Васильев, Б.С. Кухарев, В.И. Зябкин и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 71—72.

Исследовалась возможность интенсификации процесса газовой цементации сталей 25ХГТ и 20ХНЗА за счет изменения углеродного потенциала путем предварительного цинкования цементируемой поверхности. Установлено, что в результате предварительного цинкования и последующей цементации на сталях 25ХГТ и 20ХНЗА время цементации сокращается в 1,4—2 раза. — Табл. 2.

УДК 621.785.53.062

Крукович М.Г., Стасевич Г.В. Низкотемпературное борирование быстрорежущих сталей. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 72—74.

Рассмотрен один из способов борирования конструкционных, штамповых и быстрорежущих сталей — низкотемпературное жидкостное борирование. Приведены составы ванн, результаты упрочняющей обработки, рекомендации по использованию и результаты промышленных испытаний. — Табл. 1.

УДК 621.785.539

Ляхович Л.С., Долманов Ф.В., Исаков С.А. О применении борирования для повышения износостойкости деталей массового производства. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 74—75.

Предложена новая технология борирования, позволяющая эффективно и экономично применить данный процесс в условиях массового производства.

УДК 621.785.5

В о р о ш н и н Л.Г., К у х а р е в Б.С., Л е в и т а н С.Н. Хромосилицирование углеродистых сталей. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 75—76.

Представлены результаты исследования структуры и свойств хромосилицированных слоев, получаемых на углеродистых сталях в порошковых алюминиотермических смесях. Показана возможность интенсификации процесса насыщения путем предварительного нанесения химическим методом никель-фосфорного покрытия.

УДК 621.785.539

Л я х о в и ч Л.С., П у ч к о в Э.П., Д о л г и х А.М. Исследование некоторых свойств диффузионных покрытий, полученных в силикотермических смесях. *Металлургия*, 1981, вып. 15 с. 76—78.

Приведены результаты диффузионного хромирования и ванадирования в силикотермических смесях. Показано, что диффузионные хромированные слои обладают высокой жаро- и износостойкостью. Диффузионные ванадированные слои значительно превосходят по износостойкости хромированные. — Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 669.228

Б е л ь с к и й Е.И., С и т к е в и ч М.В., Р о г о в В.А. Влияние некоторых видов диффузионного упрочнения на износостойкость инструментальных сталей. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 78—80.

Представлены результаты исследования износостойкости ряда штамповых сталей, подвергнутых различным видам химико-термической обработки. Установлено, что борированные образцы имеют значительно более высокие показатели износостойкости, чем хромированные, цементованные, азотированные. — Ил. 1.

УДК 621.785.5

М а х а р о в Д.М., Б а б у ш к и н Б.В. Остаточные напряжения в стали 38ХМЮА после насыщения хромом. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 80—81.

Изложены результаты экспериментального определения остаточных напряжений в стали 38ХМЮА после диффузионного насыщения хромом и влияние скорости охлаждения на изменение напряженного состояния. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.785.5

Диффузионные покрытия на алюминии и его сплавах /Л.Г.В о р о ш н и н, Н.Г. К у х а р е в а, Б.С.К у х а р е в, В.В. К а з а к. *Металлургия*, 1981, вып 15, с. 81—83.

Рассмотрены вопросы химико-термической обработки алюминия и его сплавов. Изучена структура, фазовый состав и свойства формирующихся диффузионных слоев.

УДК 621.774.37

Степаненко А.В., Запороженко В.С. Интенсификация процесса волочения труб на подвижной оправке с помощью ультразвуковых колебаний. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 84—86.

Описано устройство для волочения труб на подвижной оправке и последующего извлечения оправки из трубы с наложением ультразвуковых колебаний на инструмент. Приведены результаты экспериментального исследования процесса оправочного волочения труб из стали 45 размером $\Phi 12,5 \times 11,0$ мм с применением ультразвука. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.983:621.9.048

Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. Исследование энергосиловых параметров ротационной вытяжки с ультразвуком. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 86—89.

Приведены результаты исследований ротационной вытяжки шариковой матрицей с ультразвуком с использованием центрального комбинационного ротатабельного планирования эксперимента. Показана эффективность действия ультразвука в плане снижения усилия деформирования. — Табл. 1. Библиогр. 6.

УДК 621.983:621.793.1

Добровольский И.Г., Слободянюк Т.В. Ультразвуковая сварка и ротационная вытяжка тонкостенных оболочек. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 89—92.

Приведены результаты экспериментального исследования процесса ультразвуковой сварки и ротационной вытяжки тонкостенных оболочек, полученных из исходной металлической ленты путем навивки последней на оправку по спирали. — Ил. 2. Табл. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.771

Сычев Н.Г., Толнаи Мариан. Энергетические затраты при волочении металлов с наложением ультразвуковых колебаний. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 92—95.

Изложена методика и результаты экспериментального исследования эффективности ультразвука при волочении проволоки с точки зрения энергозатрат. Показано, что используя современное ультразвуковое оборудование при волочении металлов, можно значительно уменьшить энергозатраты на осуществление процесса. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.961

Изготовление пластин конденсаторов переменной емкости чистой вырубкой/В.С.Пашенко, Б.С.Косоубчик, В.И.Любимов и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с.95—97.

Показана возможность изготовления пластин конденсаторов переменной емкости чистой последовательной вырубкой на прессах простого действия. — Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.961.2

Чистовая вырубка деталей на универсальном оборудовании/П.С.О и ч и н н и к о в, В.Н.Б у л а х, В.М.З у б о в, Н.И.С т р и к е л ь. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 97—100.

Приведено описание конструкции и работы штампа для чистой вырубки на универсальном прессе. Изложены результаты исследований штамповки изделий из латуни и сталей различных марок из листа толщиной до 3 мм. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.771

С т е п а н е н к о А.В., Л о г а ч е в М.В., Ч а й к а В.А. Исследование влияния ультразвука на процесс адгезии при прессовании стекла. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 100—102.

Установлено, что в диапазоне температур 580—600°С при включении ультразвука в процессе прессования стекла адгезии на исследуемой паре материалов не наблюдается, причем ультразвук следует подавать на протяжении всего процесса прессования, что обеспечивает лучшее качество поверхности. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 531.44

Б е л ь и й А.В. Исследование избирательного переноса при повышенных температурах. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 103—104.

Исследуются фрикционные характеристики пар сталь — медные сплавы при трении в среде глицерина в температурном диапазоне 20—100°С. Определен диапазон существования режима избирательного переноса в функции температуры, предварительной термообработки и характера легирования материалов. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.73.073

Ч а й к а В.А., Б у л а х В.Н., М е х е д И.Н. Конструкция штампа с подогревом для объемной штамповки малогабаритных поковок. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 105—106.

Рассмотрено влияние термических условий работы штампов для горячей штамповки на их стойкость и качество получаемых изделий. Описана конструкция разработанного авторами штампа с электроподогревом, обеспечивающим постоянную температуру штампа в процессе эксплуатации. — Ил. 1.

УДК 621.735.32.001.57

Исследование напряженного состояния в процессе свободной осадки/Т.В.К а л и н о в с к а я, Д.И.Д м и т р о в и ч, Н.Ф.К л е б а н о в и ч, Р.В.К о з л о в а. Металлургия, 1981, вып. 15, с. 106—109.

Приводятся экспериментальные данные по исследованию напряженного состояния упругой модели плоской осадки методом фотоупругости. Для построения поля изоклин использованы закономерности переходных областей. — Ил. 2. Библиогр. 5.

УДК 621.771.016

Красневский С.М., Щукин В.Я. Построение диаграмм пластичности методом поперечной прокатки образцов. *Металлургия*, 1981, вып.15, с. 109—112.

Описан метод построения диаграмм пластичности металлов путем поперечной прокатки образцов с различной степенью обжатия. Приведены зависимости напряженно-деформированного состояния на оси образца от степени обжатия, полученные методом муара. — Ил. 2. Библиогр. 3.

УДК 621.762.4.001

Ложечников Е.Б., Шедко Г.В., Демидов А.Н. Прокатка порошков в эластичной оболочке. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 112—114.

Показано, что прокатка порошка в эластичной сетчатой оболочке (капроновом чулке) позволяет более чем в 2 раза повысить интенсивность захвата и уплотнения порошка валками и увеличить толщину проката. Эффективность прокатки в сетчатой оболочке объяснена искусственным увеличением коэффициента трения порошка с валками в зоне захвата за счет заклинивания частиц порошка в ячейках оболочки. — Библиогр. 4.

УДК 621.762

Малогобаритный стан для прокатки порошковых материалов/Е.Б.Ложечников, Г.В.Шедко, С.А.Плещинский и др. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 114—116.

Приведена техническая характеристика и описана конструкция малогобаритного стана для прокатки порошков металлов и гетерогенных композиций. — Ил. 1.

УДК 620.191.355

Алифанов А.В., Дмитриевич Д.И. Исследование модели продольной шероховатости при пластическом трении. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 116—119.

Рассматривается модель совокупности продольных шероховатостей. Показано, что на участке выхода канавки на поверхность создаются максимальные условия для отрыва металлических частиц или их схватывания. — Ил. 4.

УДК 620.18:669.017.14 — 492.3

Беляева Н.В. Исследование активной поверхности гранул из сплава на никель-алюминиевой основе. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 120—121.

Определялась величина активной поверхности катализатора из сплава на Ni-Al-основе, исследовалась его структура. Предложена методика количественного определения параметров рабочего слоя катализатора. Определены режим выщелачивания и глубина выщелоченного слоя в дробленном сплаве и гранулах. Исследовано влияние отжига на структуру катализатора. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.73.073

К л е ц к о в Е.Л. Основные причины и виды разрушений молотовых штампов. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 122—123.

Приведены данные о причинах, видах и кинетике произрастания магистральных трещин в молотовых штампах. Намечены пути снижения числа случаев аварийных разрушений на производстве.

УДК 663.14.018.25:539.3

Б е л ь с к и й Е.И., С и т к е в и ч М.В., Р о г о в В.А. Повышение стойкости штампового инструмента методами диффузионного упрочнения. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 123—124.

Приведены результаты оптимизации составов борлирующих обмазок для диффузионного упрочнения штампового инструмента.

УДК 621.785.79 (088.8)

Д о в н а р С.А. Перспективное направление развития технологии изготовления точных штампов с высокой эксплуатационной стойкостью. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 124—125.

Излагается сущность новой технологии получения точных штамповых изделий, основанная на использовании биметаллических материалов и термомеханической обработки. — Библиогр. 1.

УДК 621.785.79

М а р т и ш о н о к Л.В. Новый способ получения штамповых изделий выдавливанием. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 126.

Показано влияние выдержки вблизи точки A_{c1} на технологическую твердость штамповых сталей в области средних температур нагрева. Описан новый способ получения формообразующих полостей матриц выдавливанием. — Библиогр. 1.

УДК 621.7.011:536.24

В е р ш и н а А.К. Некоторые аналитические решения задач по определению температурных полей штампов в процессах горячей обработки металлов давлением. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 127.

Рассматриваются тепловые задачи, связанные с определением температур штампов в процессах горячей обработки металлов давлением.

УДК 621.791.16:621.382.8

Г р и г о р ь е в А.М. Автономные инструменты для обработки металлов давлением с ультразвуком. *Металлургия*, 1981, вып. 15, с. 128—129.

Описаны основные типы автономных инструментов для обработки металлов давлением с ультразвуком и приведены конструкции этих инструментов. — Библиогр. 2.

УДК 621.785.545

Я н о в и ч И.П. Контурная закалка матриц разделительных штампов с саморегулированием индукционного нагрева (КЗ—СИН-процесс). Металлургия, 1981, вып. 15, с. 129—130.

Изложена сущность технологического процесса контурной закалки матриц разделительных штампов с применением индукционного нагрева, раскрыты физические основы саморегулирования индукционного нагрева в системе индуктор-зазор-деталь. — Библиогр. 3.

УДК 621.785.79

Ф и г у р и н Б.Л. Термическая обработка биметаллических штампов. Metallургия, 1981, вып. 15, с. 131.

Излагается способ многоступенчатой закалки биметаллических штампов, основа которых выполнена из низколегированной конструкционной стали, а плакирующий слой — из высоколегированного штампового материала.

УДК 621.793.7

Д р о з д о в В.М. Плазменное напыление штампов. Metallургия, 1981, вып. 15, с. 131—132.

Проведены результаты испытания штампов, упрочненных износостойкими покрытиями. Изложены рекомендации по плазменному напылению вставок штампов для горячего деформирования.

УДК 621.789—977.06

С и д о р Е.И. Защита металла от окисления при изготовлении штамповых изделий горячим выдавливанием. Metallургия, 1981, вып. 15, с. 133.

Описан способ защиты заготовок в процессах горячего выдавливания штамповых изделий, включающий покрытие заготовки слоем электролитического никеля и последующий ее нагрев в печи под слоем молотого графита.

УДК 621.785.5:669.15 — 194.3

Опыт применения высокохромистых цементируемых сталей для вырубных штампов/В.В.С у р к о в, Н.С.Ш а б е к а, А.М.Д о л г и х, М.У. А х м е д п а ш а е в. Metallургия, 1981, вып. 15, с. 133—135.

Приведены результаты производственных испытаний вырубных штампов, рабочие части которых изготовлены из стали 20Х13 и подвергнуты цементации по спецрежиму. Стойкость штампов возросла в 2—5 раз в сравнении с заводским вариантом (сталь У8А). — Библиогр. 5.