

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

# МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ  
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1970 году

ВЫПУСК 24

Минск  
"Вышэйшая школа"  
1990

УДК 669 (082)

MS4

Редакционная коллегия:

Л.С. Ляхович (гл. редактор), Е.И. Бельский (отв. секретарь), И.И. Гурдус, Н.П. Жмакин (отв. секретарь), П.А. Пархутик, О.В. Роман, А.В. Степаненко, В.И. Харитонович, Д.Н. Худокормов (зам. гл. редактора)

Ответственный за выпуск А.М. Дмитриевич

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований в области химико-термической обработки и структурообразования легированных и модифицированных железоуглеродистых и цветных сплавов. Освещены прогрессивные технологические процессы получения высококачественных отливок из различных литейных сплавов. Приведены данные анализа запыленности воздуха в литейных цехах и описаны современные способы очистки пылегазовых выбросов. Рассмотрены результаты исследований в области пластической деформации металлов, а также современные технологические процессы холодной и горячей обработки металлов давлением и формообразования порошковых материалов. По отдельным разработкам даны примеры их реализации в производстве.

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

2601000000 – 054  
М. ————— 131–90  
М304 (03) – 90

© Коллектив авторов, 1990

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785.5

Г.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд. техн. наук (БПИ),  
Т.М. БАЕРМАН (МАЗ)

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СРЕД ДЛЯ ДИФфуЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ В ПОРОШКАХ

Наибольшее распространение среди методов диффузионного хромирования получило хромирование из порошковых смесей. Метод технологически прост. Для его внедрения имеется целый ряд способов, отличающихся прежде всего составами сред.

Был проведен анализ свыше 20 хромирующих сред с целью получения оценок, необходимых для выбора подходящей технологии.

При оценке любой технологии возникает следующий ряд проблем: экологичность, технологичность, доступность компонентов, экономичность. Общепринятой методики испытаний и приемки новых насыщающих сред для ХТО нет. Поэтому при проведении анализа соблюдали все технологические особенности; смеси, незначительно отличающиеся по составу, испытывали по смесям-представителям (окончательно 13 смесей); использовали усредненные составы; температурно-временной режим выбирали по рекомендациям авторов разработок (1000 °С, 6 ч); остальные аспекты технологии были едины. Составы смесей и результаты технологических испытаний приведены в табл. 1. Оценивали: исходную стоимость смесей (по стоимости компонентов); дефицитность компонентов; экологичность смесей; технологичность способа (смешиваемость компонентов, спекаемость и налипаемость смесей, кратность использования и возможность регенерации смесей); результаты хромирования — структуру слоя, толщину карбидной зоны, микротвердость. По стоимости на первом месте находятся смеси на основе хрома и его карбидов. Смеси на основе феррохрома дешевле в 5–7 раз, оксида хрома — в 10–15 раз. Стоимость и дефицитность смесей определяются поставщиком хрома.

Смеси № 12 и 13 однородны при смешивании, остальные склонны к расслоению из-за отличия плотности компонентов, что можно несколько исправить за счет более тонкого помола основных компонентов. Спекаемость смесей и налипаемость их на детали оценивали по баллам: 1 балл — смеси не спекается (не налипает); 2 — спекается (налипает, но легко удаляется); 3 — сильно спекается (налипает, удаляется с трудом).

Рабочие характеристики смесей анализировали по структуре слоя, толщине карбидной зоны (в таблице данные для стали У8) и поверхностной микротвердости. Равномерность слоя характеризовалась отношением среднеквадратичной ошибки к средней толщине слоя ( $S/l$ , %). Смесь № 11 из дальнейшего

Табл. 1. Составы порошковых смесей для

Номер смеси	Массовая доля компонентов									
	Покрытия хрома				Активаторы			Оксид алюминия (инертная добавка)	Восстановитель алюминий	
	Хром	Фторхром	Карбид хрома	Оксид хрома	Аммоний хлористый (йодистый)	Алюминий фтористый	Кобальт (никель) двухлористый			
1	40	—	—	—	7,5	—	—	—	Ост.	—
2	40	—	—	—	7,5 <sup>1</sup>	—	—	—	Ост.	—
3	Ост.	—	—	—	9	—	—	—	15,5	—
4	50	—	—	—	—	2	—	—	Ост.	—
5	10	—	—	—	10	—	—	—	70	—
6	Ост.	—	—	—	—	2	—	—	42,5	—
7	—	Ост.	—	—	6,5	—	—	—	—	—
8	—	55,5	—	—	1,5	—	—	—	Ост.	—
9	—	55	—	—	—	—	1,3 Co	—	Ост.	—
10	—	55	—	—	1,5	—	1,3 Ni	—	Ост.	—
11	—	—	55	—	6,5	—	—	—	—	—
12	—	—	—	57,5	—	4,5	—	—	Ост.	12,5
13	—	—	—	49	1	—	—	0,2	32	18

Примечания: 1 — йодистый; 2 — железная окалина. При восстановлении смеси рабочей смеси.

В таблице приведены средние составы насыщающих смесей. Ост. — остальное.

рассмотрения исключена, так как из нее идет процесс цементации, а не хромирования. Смесь № 2 обеспечивает получение лишь твердого раствора хрома в железе.

Экологические характеристики смесей определяются составом отходящих газов и применяемыми порошками. Технология приготовления смесей одина.

По кратности использования и возможности регенерации все смеси примерно одинаковы.

Несомненное преимущество по всем параметрам имеют смеси на основе оксида хрома (№ 12 и 13). Предварительное восстановление смеси способствует повышению ее технологичности и стабильности результатов. При отсутствии оксида хрома целесообразно использовать смеси на основе феррохрома (№ 7—9).

## диффузионного хромирования и результаты их оценки

Смеси, %				Оценки смесей					S/l, %
Прочие добавки			Стоимость, р/кг	Спекаемость	Наличие	Толщина слоя карбида, мкм	Микротвердость, МПа		
Оксид железа	Оксид магния	Металл							
17,5	—	—	9,9	1	2	18	13 600	52	
—	1,3	1,3 Mo	15,1	3	3	—	3 500	—	
—	—	—	14,4	2	3	12	16 000	61	
—	—	—	10	1	1	2	15 200	85	
—	—	10 Fe	2,6	1	2	14	17 200	48	
—	—	17,5 Fe	8	1	1	2	12 800	50	
35 <sup>2</sup>	—	—	2,7	3	2	11	17 300	40	
—	—	—	1,7	1	1	14	16 900	34	
—	—	—	2	1	1	10	16 300	42	
—	—	—	1,9	1	1	12	12 200	50	
38,5 <sup>2</sup>	—	—	10,1	3	3	—	—	—	
—	—	—	1	3	1	6	12 400	50	
—	—	—	1,1	1	1	13	16 700	45	

вводится 0,2 % фторбората калия, при рабочем режиме — хлористый аммоний сверх 100 %

УДК 621.785.5

Э.П. ПУЧКОВ, Б.З. ПОЛЯКОВ, кандидаты техн. наук (БПИ),  
М.С. КРАСНЕР (НТО "Комплекс")

### ВЛИЯНИЕ ПСЕВДООЖИЖАЮЩЕЙ АТМОСФЕРЫ НА ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ В ТЕХНИЧЕСКОМ КАРБИДЕ БОРА

Насыщение в псевдооживленном слое технического карбида бора проводили с использованием псевдооживляющих атмосфер следующих типов: 1) эндогаза с различным содержанием CO<sub>2</sub>; 2) природного газа; 3) азота; 4) диссоциированного аммиака различной влажности.

Температура процесса насыщения — 900 °С, продолжительность 3 ч, использовались образцы из стали марок 18ХГТ и 5ХЗВЗМФС. Получены следующие результаты.

При псевдооживлении технического карбида бора атмосферой эндогаза, содержащего 0,1 % CO<sub>2</sub> (по массе), боридный слой не образуется, но происходит процесс цементации, при 0,4 % CO<sub>2</sub> диффузионный слой вообще не образуется.

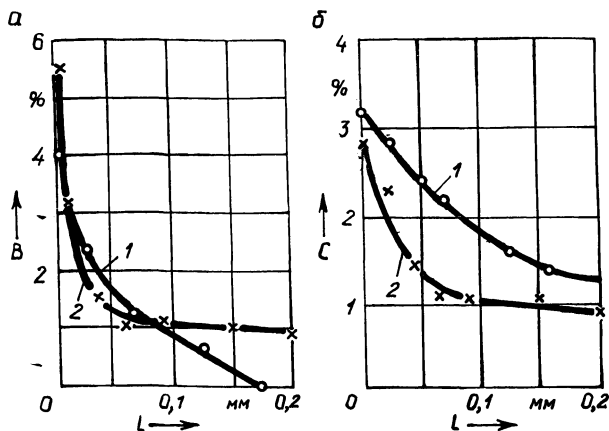


Рис. 1. Распределение бора (а) и углерода (б) по толщине  $l$  диффузионного слоя:

1 — сталь 5X3B3MFC; 2 — сталь 18XGT (режим насыщения:  $900^{\circ}\text{C}$ , 3 ч; атмосфера псевдоожигания — природный газ)

Псевдоожигание технического карбида бора природным газом приводит к одновременному насыщению бором и углеродом, т.е. протеканию процесса бороцементации. При псевдоожигании азотом и осушенным техническим аммиаком диффузионный слой не образуется. Боридный слой толщиной 10...15 мкм появляется при псевдоожигании атмосферой диссоциированного аммиака без предварительной осушки.

Полученные экспериментальные данные можно объяснить следующим образом.

При псевдоожигании карбида бора атмосферой эндогаза активный бор, образующийся по реакции



легко окисляется углекислым газом до оксида бора, и поэтому насыщение бором не наступает. При содержании в эндогазе 0,1 %  $\text{CO}_2$  происходит процесс цементации; увеличение содержания  $\text{CO}_2$  до 0,4 % приводит к уменьшению углеродного потенциала эндогаза и как следствие к прекращению процесса цементации стали.

Псевдоожигание карбида бора атмосферой природного газа не препятствует протеканию реакции (1), в результате которой образуется активный бор. Кроме того, метан, являющийся основой природного газа, разлагается при температуре насыщения на углерод и водород. Водород, соединяясь с бором, образует диборан, который также участвует в процессе борирования.

Таким образом, при псевдоожигании карбида бора природным газом одновременно образуются активные атомы бора и углерода, происходит одновременное насыщение ими стали.

На рис. 1 приведено распределение бора и углерода по толщине диффузионного слоя, полученного при насыщении в карбиде бора, псевдоожиганном природным газом. Как видно из рисунков, на поверхности образцов из сталей

18Х1Т и 5Х3ВЗМФС содержится 4...5,5 % бора и около 3 % углерода. Однако углеродный потенциал насыщающей атмосферы намного выше, чем борирований. В результате этого на поверхности образцов сплошной боридный слой не образуется.

При псевдоожиге карбида бора атмосферами азота и диссоциированного аммиака (после предварительной сушки до температуры точки росы 40...43 °С) насыщение бором не происходит из-за малой активности насыщающей среды. Вследствие того что ВО, образующийся по реакции (1), интенсивно выносятся из зоны насыщения, а дополнительные источники для образования  $B_2O_3$  насыщающей атмосферой не вносятся, процесс борирования не идет.

При псевдоожиге атмосферой диссоциированного аммиака без предварительной сушки в слой карбида бора постоянно поступают пары воды, которые окисляют его с дополнительным образованием  $B_2O_3$ . Поэтому только в этом случае получен боридный слой небольшой толщины.

Из приведенных данных следует, что использование вышеуказанных атмосфер для псевдоожига технического карбида бора не обеспечивает получения качественного боридного слоя.

УДК 621.793

Г.Г. ПАНИЧ, канд. техн. наук, Б.Д. ЛЫГДЕНОВ (БПИ)

## ОПТИМАЛЬНЫЙ АКТИВАТОР ДЛЯ ДИФфуЗИОННОГО ТИТАНИРОВАНИЯ

Широкое применение процесса диффузионного титанирования, характеризующегося высокой износ- и коррозионной стойкостью покрытий и дешевой активной порошкообразной средой, тормозится низкой скоростью роста диффузионных слоев карбида титана.

Авторами исследована возможность использования в качестве активатора гексафтортитаната калия  $K_2TiF_6$ . Обработке подвергались стали 08кп и У10 при температуре 1100 °С в течение 5 ч в среде состава (по массе) 98,5 % ( $50Ti + 50Al_2O_3$ ) + 1,5 % активатора.

Увеличение содержания активатора ухудшает качество слоя (появляются поры и неровности на поверхности) не ускоряя процесса.

В табл. 1 сравниваются насыщающие способности предлагаемой среды и известных сред.

При использовании в качестве активатора хлористого цинка  $ZnCl_2$  [1] был получен карбидный слой на стали У8 толщиной до 30 мкм, имеющий гетерогенный характер и нестойкий к воздействию кислот.

Таким образом, толщина слоя фазы TiC в результате применения предлагаемого активатора может быть доведена до 50 мкм. Структура покрытия остается такой, какую обычно получают при титанировании: карбид TiC образует ровный сплошной слой на поверхности стали.

Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре ДРОН-0,5 в медном излучении, монохроматизированным графитом, при скорости поворота образца 2 град/мин. Съемки осуществляли на двух уровнях: для стали 08кп с поверхности образца и в 60 мкм от нее; для стали У10 – с

Табл. 1. Влияние активатора на качество карбидов слоя

Активатор порошка Ti	Материал	Толщина слоя, мкм				Микротвердость, МПа
		интерметаллида	карбида	твердого раствора	общая толщина	
NH <sub>4</sub> Cl	Армко-железо	30	—	550	580	5700
NH <sub>4</sub> F		25	—	475	500	3500
AlF <sub>3</sub>		30	—	470	500	4800
NaF		—	—	375	375	1960
CaF <sub>2</sub>		—	—	290	290	1370
K <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub>	Сталь 08кп	—	—	560	560	5720
NH <sub>4</sub> Cl	Сталь У8	—	3	—	3	—
NH <sub>4</sub> F		—	3	35	38	—
AlF <sub>3</sub>		—	10	85	95	36 400
NaF		—	—	230	230	2700
CaF <sub>2</sub>		—	—	180	180	1760
K <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub>	Сталь У10	—	50	550	600	11 000

Примечание. Все данные, кроме K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>, заимствованы из [1]. Состав среды и режимы насыщения во всех случаях одинаковые.

поверхности образца и в 40 мкм от нее. Обработка результатов (расчет рентгенограммы, определение периодов решеток кубических фаз и расчет фаз по правилу Вегарда) производилась на ПП ЭВМ ДВК-3М с использованием разработанного одним из авторов пакета прикладных программ "Анализ". Результаты приведены в табл. 2 и 3.

Таким образом, предлагаемая активная среда обеспечивает интенсивное титанирование. На высокоуглеродистой стали образуется толстый слой TiC, а на малоуглеродистой высоколегированная  $\alpha$ -фаза с небольшим содержанием Fe<sub>2</sub>Ti.

Зона твердого раствора на стали 08кп содержит титан в количестве, соответствующем пределу растворимости его в  $\alpha$ -железе; в покрытии на стали У10 концентрация титана несколько ниже.

$\alpha$ -фаза за исключением поверхности стали 08кп представляет мартенсит закалики с четко видимой тетрагональностью (три линии  $\alpha$ -фазы с различными индексами дали хорошо выраженные дублеты, где передние линии слабее задних). По-видимому, в стали 08кп благодаря высокой температуре процесса углерод активно диффундирует к поверхности (навстречу титану), а сердцевина обезуглероживается. Содержание углерода в мартенсите на стали 08кп значительно выше, чем на стали У10, так как в последнем случае имеет место сток углерода в высокоуглеродистый карбид TiC. Тем не менее фаза TiO образуется с существенным дефицитом углерода.

Углерода в мартенсите вблизи поверхности меньше, чем в глубине слоя

Табл. 2. Фазовый состав покрытий

Материал	Уровень съемки, мкм	Сумма интенсивностей (высот линий) отражений фаз, мм		
		$\alpha$ -твердый раствор	TiC	Fe <sub>2</sub> Ti
Сталь 08кп	0	530	—	42
	60	344	—	11
Сталь У10	0	289	455	3
	40	227	571	38

Табл. 3. Характеристика фаз в покрытиях

Материал	Уровень съемки, мкм	$\alpha$ -твердый раствор				TiC		
		Средний период решетки, нм*	Содержание титана, %	Тетра- гональ- ность мартен- сита, с/а	Содер- жание угле- рода в мар- тенси- те, %	Пери- од ре- шет- ки, нм**	Со- став	
Сталь 08кп	0	0,29033	6,67	5,78	Нет	—	—	—
	60	0,29120	8,32	7,22	1,036	0,87	—	—
Сталь У10	0	0,28964	5,40	4,67	1,0154	0,36	0,43229	0,75
	40	0,28995	6,13	5,30	1,020	0,45	0,43200	0,73

\* Табличное значение 0,28664 нм.

\*\* Табличное значение для TiC<sub>1,0</sub> 0,43280 нм.

(так как он диффундирует из сердцевины), а концентрация титана в  $\alpha$ -фазе обеих сталей вблизи поверхности существенно ниже, чем в глубине. Это, несомненно, следствие стока титана в образующееся вблизи поверхности соединение TiC или Fe<sub>2</sub>Ti. Твердый раствор при этом обедняется диффузантом. Очевидно, соединение зарождается на поверхности твердого раствора после достижения им предела концентрации, обедняя раствор. Последний в процессе роста соединения обедняется титаном в обоих направлениях, как в глубину, так и в сторону поверхности.

Таким образом, предложен состав среды для диффузионного титанирования, обеспечивающий высокую скорость насыщения. Распределение и химические составы фаз в титанированном слое подчинены общим закономерностям структурообразования в диффузионных слоях.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Протасевич В.Ф. Исследование закономерностей формирования и свойств диффузионных титанированных слоев на сталях: Дис. ... канд. техн. наук. — Мн., 1981.
2. Похмурский В.И., Далисов В.Б., Голубец В.Д. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий. — Киев, 1980. 3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Под ред. Л.С. Ляховича. — М., 1981.



**ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Алюминиевые сплавы характеризуются хорошими технологическими свойствами, достаточно высокой коррозионной стойкостью, низкой плотностью, дешевизной и доступностью. Благодаря этим свойствам алюминий и его сплавы являются ценными материалами и в настоящее время широко применяются в самых различных отраслях промышленности.

Недостатком алюминиевых сплавов является их низкая твердость. Наибольшей твердостью и прочностью обладают сплавы алюминия с медью, особенно после термического упрочнения. Но при этом резко снижается их коррозионная стойкость. Значительная роль при защите конструкций и изделий от коррозии отводится защитным покрытиям — лакокрасочным, полимерным пластмассовым, металлическим, оксидным и эмалевым. Технология получения этих покрытий довольно сложна и дорога, а главное, покрытия легко повреждаются механически, теряя свои защитные свойства. В этом отношении более надежными являются термодиффузионные покрытия. Однако получение таких покрытий на алюминиевых сплавах связано с определенными трудностями.

В первую очередь низкие температуры плавления алюминиевых сплавов ограничивают температуры насыщения до 450...550 °С. Диффузия легирующих элементов при этих температурах из насыщающей среды в поверхностный слой металла протекает очень медленно. Второй причиной, затрудняющей химико-термическую обработку алюминиевых сплавов, является наличие плотной пленки оксида алюминия на их поверхности, диффузионно непроницаемой для большинства легирующих элементов. Поэтому для нормального протекания диффузионного процесса насыщения необходимо прежде всего разрушить оксидную пленку, применяя механические, химические или электрохимические методы.

Были исследованы следующие виды химико-термической обработки алюминия и его сплавов: титанирование, цинкование, меднение, насыщение магнием и литием. Из всех исследованных видов ХТО хорошо зарекомендовал себя лишь процесс цинкования из порошковой смеси. В качестве активатора почти во всех процессах применялся хлористый аммоний. Предварительное разрушение оксидной пленки не проводилось.

Была сделана попытка повышения эффективности диффузионного насыщения алюминиевых сплавов за счет специальной обработки поверхности металла непосредственно перед насыщением и добавлением в порошковую насыщающую смесь в качестве дополнительных активаторов олеиновокислого цинка и кремнефтористого натрия.

Специальная обработка поверхности металла заключается в химической обработке его в 1 %-м водном растворе плавиковой кислоты с целью разрушения оксидной пленки с последующим нанесением на поверхность металла слоя парафина путем погружения в его расплав.

Для диффузионного насыщения были выбраны наиболее широко приме-

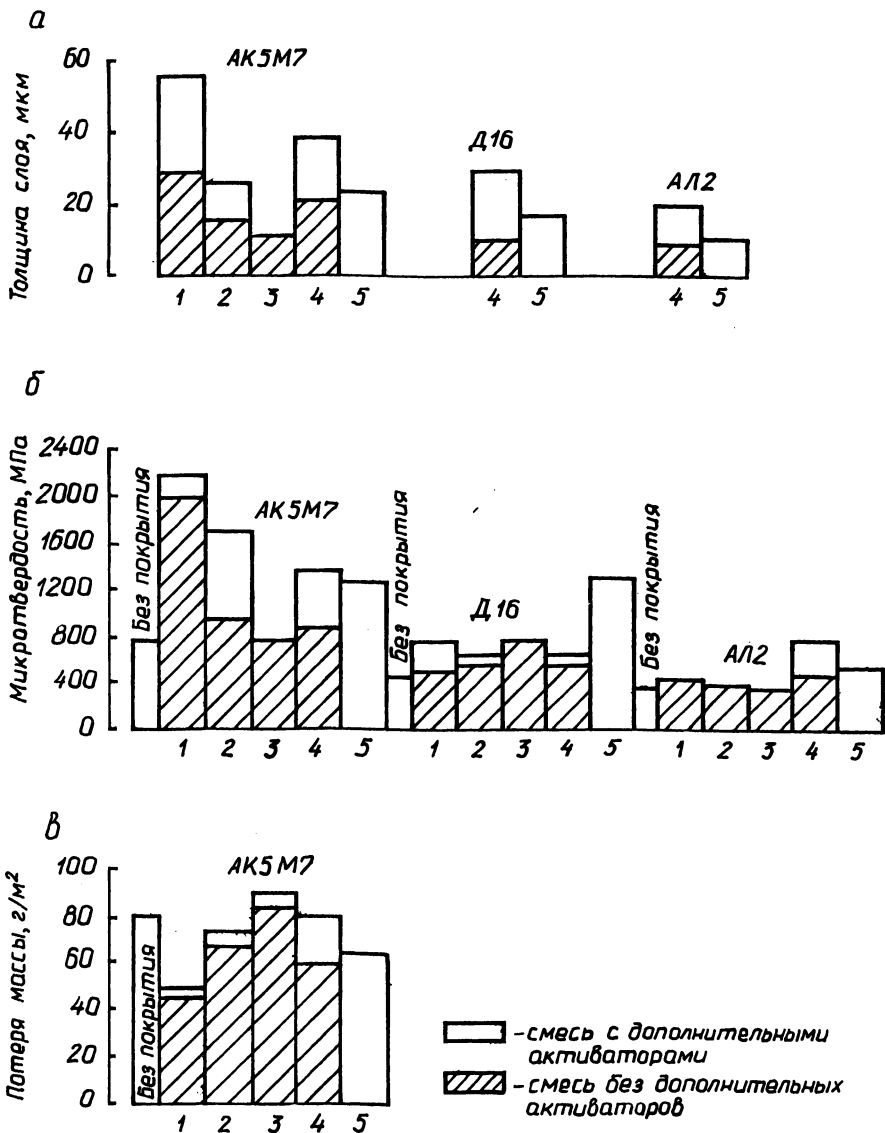


Рис. 1. Толщина и свойства диффузионных слоев на сплавах алюминия после ХТО:

1 — смесь, содержащая 35 % Zn-Ni; 2 — 25 % Zn-Ni; 3 — 12,5 % Zn-Ni; 4 — Zn-Si; 5 — Si

няемые сплавы Д16, АК5М7 (АЛ10В) и АЛ2. Исследовались 9 насыщающих порошковых смесей с добавками предложенных активаторов и без них, с разным содержанием цинка и без него. В качестве дополнительных легирующих элементов в порошковую смесь вводились никель и кремний, восстановлен-

ные из оксида кремния. Диффузионное насыщение осуществлялось в муфельных печах при температуре  $500^{\circ}\text{C}$  в течение 6 ч.

После диффузионного насыщения были проведены металлографический и рентгеноструктурный анализы, исследована микротвердость и коррозионная стойкость образцов в 10 %-м водном растворе  $\text{HNO}_3$ . Результаты исследований приведены на рис. 1, а–в.

На основании проделанной работы можно сделать следующие выводы.

Диффузионный слой состоит из  $\alpha$ -твердого раствора легирующих элементов на базе алюминия. Добавка в порошковую смесь предложенных активаторов и специальная обработка поверхности повышают эффективность диффузионного насыщения, увеличивая толщину диффузионного слоя в 2–2,5 раза. Наибольшее повышение твердости имело место при цинконикелировании на сплаве АК5М7 (в 3 раза), при силицировании на сплаве Д16 (в 2,5 раза), при цинкосилицировании на сплаве АЛ2 (в 2 раза).

Повышение коррозионной стойкости в 2 раза при цинконикелировании имело место только на сплаве АК5М7.

УДК 669.018:536

П.А. ПАРХУТИК (ФТИ), Б.Б. ХИНА (БПИ),  
кандидаты техн. наук

### ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ АЛЮМИНИЙ–ЖЕЛЕЗО

При закалке из жидкого состояния (ЗЖС) фазовый состав и структуры сплавов значительно отличаются от равновесных: формируются пересыщенные твердые растворы, метастабильные кристаллические и аморфные фазы, что приводит к резкому изменению свойств. ЗЖС со скоростями охлаждения  $v = 10^3 - 5 \cdot 10^6$  К/с сплавов  $\text{Al} + 1 \dots 10\% \text{Fe}$  повышает их механические свойства и жаропрочность по сравнению с равновесным состоянием [1]. В сплавах  $\text{Al} + 4 \dots 5\% \text{Fe}$  при  $v = 10^3 \dots 10^4$  К/с подавляется выделение  $\text{FeAl}_3$  и формируется мелкодисперсная эвтектика  $\text{Al} + \text{FeAl}_3$ , окружающая дендриты алюминия. При  $v = 10^5 \dots 5 \cdot 10^6$  К/с в сплавах  $\text{Al} + 5 \dots 7,5\% \text{Fe}$  образуется пересыщенный твердый раствор ячеисто-дендритной структуры и наряду с равновесной  $\text{FeAl}_3$  появляется метастабильная фаза  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  [1]. При реакциях в конденсированных средах система переходит к равновесию через ряд метастабильных состояний. Полагают, что первой образуется фаза с минимальной энергией Гиббса [2]. Проведем приближенную термодинамическую оценку образования  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  из переохлажденного расплава  $\text{Al}-\text{Fe}$ . Используем модель идеальных растворов для жидкой фазы  $L$ :  $\mu_{\text{Al}} = \mu_{\text{Al}}^0 + RT \ln(1-x)$ ,  $\mu_{\text{Fe}} = \mu_{\text{Fe}}^0 + RT \ln x$ , где  $R$  – газовая постоянная;  $x$  – атомная доля Fe. За стандартные значения химических потенциалов (Дж/моль) примем энергии Гиббса чистых расплавов  $\mu_{\text{Al}}^0 = -777 + 177,49 T - 31,77 T \ln T$ ,  $\mu_{\text{Fe}}^0 = -10328,8 + 291,2 T - 46,05 T \ln T$  [3]. Для алюминидов энтальпии образова-

ния  $\Delta H_{298}^0(\text{Fe}_2\text{Al}_5) = -200,97$  кДж/моль,  $\Delta H_{298}^0(\text{FeAl}_3) = -111,79$  кДж/моль [3]. Стандартные энтропии из-за отсутствия справочных данных оценивали по формуле Истмена [4]:

$$S_{298}^0 = \frac{3}{2} R \ln A_{\text{cp}} + R \ln V_{\text{cp}} - \frac{3}{2} R \ln T_{\text{пл}} + (52 \pm 8) \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{K}),$$

где  $A_{\text{cp}} = M_i/n$ ;  $M_i$  – атомная масса  $i$ -го элемента;  $n$  – число атомов в структурной формуле;  $V_{\text{cp}} = A_{\text{cp}}/\rho$ ,  $\rho$  – плотность;  $T_{\text{пл}}$  – температура плавления;  $S_{298}^0(\text{Fe}_2\text{Al}_5) = 169$  Дж/(моль·К),  $S_{298}^0(\text{FeAl}_3) = 96$  Дж/(моль·К).

Для учета температурной зависимости  $\Delta H_T^0 = \Delta H_{298}^0 + \int_{298}^T c_p dT$ ,  $S_T^0 = S_{298}^0 + \int_{298}^T c_p dT/T$  теплоемкости  $c_p$  оценивали, используя диаграмму состояния [5], считая фазы  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  стехиометрическими. Для конгруэнтно плавящейся фазы  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  при  $T = T_{\text{пл}}$   $g^0(\text{Fe}_2\text{Al}_5) = g_L^0 = x\mu_{\text{Fe}}(L) + (1-x)\mu_{\text{Al}}(L)$ , где  $g^0(\text{Fe}_2\text{Al}_5) = \Delta G^0(\text{Fe}_2\text{Al}_5)/7$  – мольная свободная энергия. При перитектическом плавлении  $\text{FeAl}_3$   $\mu_{\text{Fe}}(\text{FeAl}_3) = \mu_{\text{Fe}}(L)$ ,  $\mu_{\text{Al}}(\text{FeAl}_3) = \mu_{\text{Al}}(L)$ ,  $g^0(\text{FeAl}_3) = \Delta G^0(\text{FeAl}_3)/4 = 0,25\mu_{\text{Fe}} + 0,75\mu_{\text{Al}}$ . Теплоемкости считали постоянными:  $c_p(\text{Fe}_2\text{Al}_5) = 127$  Дж/(моль·К),  $c_p(\text{FeAl}_3) = 73$  Дж/(моль·К). Температура ликвидуса сплавов Al + 4...7% Fe составляет 750...800 °С [5], а переохлаждение – 50 ... 200 °С [6]. Изменения энергии Гиббса для реакции образования интерметаллидов из расплава:



в стандартных условиях в расчете на 1 моль расплава  $L$   $\Delta g_1^0 = \Delta G_1^0/7 = [\Delta G_T^0 \times x(\text{Fe}_2\text{Al}_5) - 5\mu_{\text{Al}}^0(L) - 2\mu_{\text{Fe}}^0(L)]/7$ ,  $\Delta g_2^0 = \Delta G_2^0/4 = [\Delta G_T^0(\text{FeAl}_3) - 3\mu_{\text{Al}}^0(L) - \mu_{\text{Fe}}^0(L)]/4$  для указанного интервала температур приведены в табл. 1. Из оценок видно, что образование  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  термодинамически выгоднее, чем  $\text{FeAl}_3$ . Однако полученные значения характеризуют состав расплава, находящегося в стабильном (реакция (2)) или метастабильном (реакция (1)) равновесии с интерметаллидом  $x^{-1}(1-x)^{-3} = \exp(-\Delta G_2^0/RT)$ ,  $x^{-2}(1-x)^5 = \exp(-\Delta G_1^0/RT)$ , что возможно только при диффузии в расплаве. Диффузионный путь  $l \approx \sqrt{Dt}$ , где  $D$  – коэффициент диффузии в жидких металлах,

Табл. 1. Изменение энергии Гиббса при образовании алюминидов железа по реакциям (1), (2) ( $\Delta g_1^0, \Delta g_2^0$ ) и при расслоении расплава

$T, ^\circ\text{C}$	$\Delta g_1^0,$ кДж/моль	$\Delta g_2^0,$ кДж/моль	$\Delta g'(\text{Fe}_2\text{Al}_5),$ кДж/моль	$\Delta g'(\text{FeAl}_3),$ кДж/моль
750	-20,3	-19,3	-16,7	-14,7
650	-23,0	-22,0	-18,4	-17,7
550	-25,5	-24,5	-21,4	-20,8

$D \approx 10^5 \text{ см}^2/\text{с}$ ;  $\tau$  – время существования расплава,  $\tau = \Delta T/v$ ;  $\Delta T$  – интервал существования расплава,  $\Delta T = 150..200^\circ\text{C}$ . При  $v \approx 10^5..10^6 \text{ К/с}$   $l \sim 1 \text{ мкм}$ , что близко к размеру выделений избыточной фазы [1]. Согласно [7], расплав алюминия, содержащий железо, при  $T = (600 \pm 50)^\circ\text{C}$  имеет тенденцию к локальному расслоению, что свидетельствует о неидеальности жидкой фазы. При его переохлаждении возможно образование участков размером  $l \sim 1 \text{ мкм}$  с составом, близким к  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  ( $x = 0,285$ ) и  $\text{FeAl}_3$  ( $x = 0,25$ ). Изменения свободной энергии при бездиффузионной кристаллизации участков соответствующего состава в виде  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$   $\Delta g'(\text{Fe}_2\text{Al}_5) = g^0(\text{FeAl}_3) - g_L^0$  или  $\text{FeAl}_3$   $\Delta g'(\text{FeAl}_3) = g^0(\text{FeAl}_3) - g^0(L)$ ,  $g_L^0 = x\mu_{\text{Fe}}(L) + (1-x)\mu_{\text{Al}}(L)$  на 1 моль расплава приведены в табл. 1. Формирование  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  термодинамически более выгодно, чем  $\text{FeAl}_3$ .

Таким образом, полученный ЗЖС метастабильный сплав, содержащий включения  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , обладает меньшей свободной энергией, чем при выделении  $\text{FeAl}_3$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Особенности структурообразования при скоростной кристаллизации алюминиево-железных сплавов / А.С. Калинин, И.Ю. Куприянова, П.А. Пархутик и др. // Докл. АН БССР. – 1988. – Т. 32. – № 8. 2. Некоторые особенности термодинамики твердофазных реакций / А.Р. Жак, А.Н. Пыриков, Е.Ф. Вегман и др. // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1986. – № 7. 3. Кубашевский О., Олчок С.Б. Металлургическая термохимия. – М., 1982. 4. Карапетьянц М.Х. Химическая термодинамика. – М., 1975. 5. Кубашевский О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. – М., 1985. 6. Скаков Ю.А., Крапошин В.С. Затвердевание в условиях сверхбыстрого охлаждения и фазовые превращения при нагреве металлических стенок // Итоги науки и техники. Сер. Металловедение и терм. обработка. – 1980. – Т. 13. 7. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М., 1979.

К.В. ГОРЕВ, акад. АН БССР,  
В.И. ГУРИНОВИЧ, В.Ф. ЛИСИЦЫН (ФТИ)

## ЧАСТИЧНЫЕ ПОЛИТЕРМИЧЕСКИЕ РАЗРЕЗЫ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ Fe—C—Al—Mn

В связи с дефицитом никеля и хрома как у нас в стране, так и за рубежом в последние годы большой интерес исследователи проявляют к изучению системы Fe—C—Al—Mn. Известны работы с построением трех политермических разрезов с 10% Al, 1...1,5 C и содержанием Mn 0...45%, а также разреза с 0,9% C, 28% Mn и содержанием Al 0...11%. Установлена природа фазовых превращений, и ограничены фазовые области, показано, что во всем исследованном интервале концентраций однофазная аустенитная область существует только при повышенной температуре. При низких температурах аустенит нестабилен и в зависимости от химического состава превращается в хрупкую структуру типа  $\beta$ -Mn либо распадается на феррит и  $\epsilon$ -карбид.

Поэтому перед авторами настоящей работы стояла задача изучить фазовые и структурные изменения в сплавах железа с углеродом, алюминием и марганцем и построить частичные фазовые диаграммы состояния этой системы.

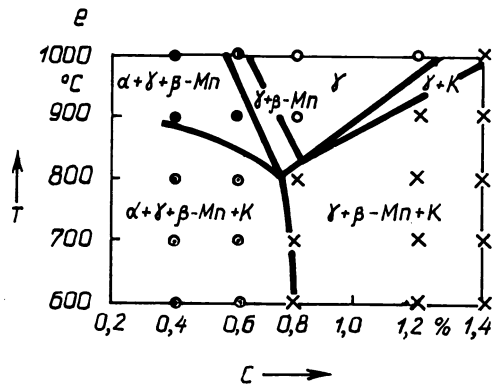
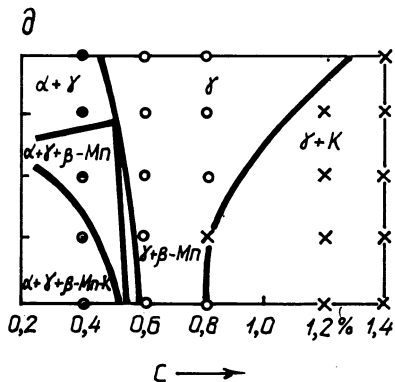
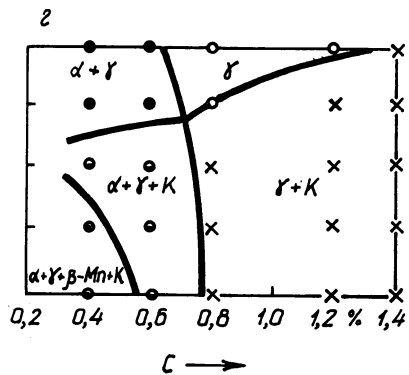
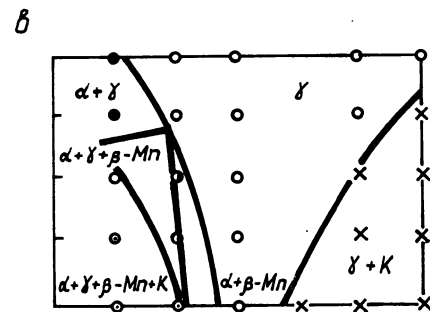
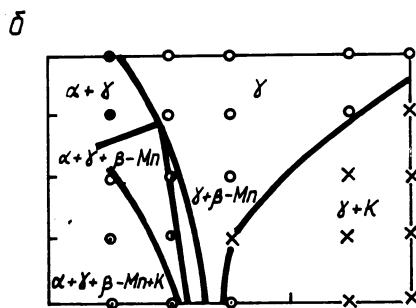
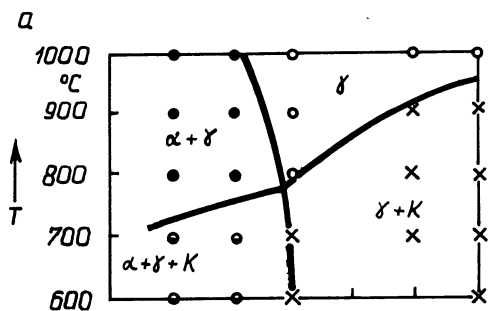
Сплавы из армо-железа, древесного угля и алюминия АП99 были приготовлены с 8 и 10% Al и 0,4...1,2% C и 25, 30 и 35% Mn в высокочастотной индукционной печи с корундизовым тиглем.

Исследование фазового состава и микроструктуры сплавов проводилось на горячекованных образцах, предварительно отожженных при температуре 1100°C в течение 30 ч в вакуумированных кварцевых ампулах. Повторный нагрев проводили до температур 1000, 900, 800, 700 и 600°C, выдержка при этом составляла 100 и более с последующей закалкой в воде.

Результаты микроструктурного рентгеновского и дюрOMETРИЧЕСКОГО анализов закаленных образцов с различных температур представлены на рис. 1 в виде шести политермических разрезов с 8 и 10% Al и 25, 30 и 35% Mn.

Сплавы с 8% Al и 25% Mn и содержанием углерода меньше 0,8% при температурах 800°C и выше имеют двухфазную структуру, состоящую из аустенита и феррита. При понижении температуры в структуре сплавов появляются выделения железоалюминиевого карбида  $Fe_3AlC$  (фаза K) в виде мелких включений, расположенных на границе феррита с аустенитом и образующихся в результате эвтектоидного распада аустенита на феррит и карбид. Содержание K-фазы увеличивается с понижением температуры нагрева и уменьшением углерода в сплаве. При содержании углерода более 0,8% структура сплавов при температуре 1000°C однофазная (аустенитная). При понижении температуры из аустенита выделяются избыточные кристаллы железоалюминиевого карбида, сначала по границам зерен, а затем внутри зерна. Содержание K-фазы в сплаве растет с понижением температуры заковки и уменьшением содержания углерода.

С повышением концентрации Mn до 30% (при содержании Al (8%) и менее 0,7% C) в структуре сплавов, кроме указанных ранее фаз, появляется новая составляющая  $\beta$ -Mn. В сочетании с другими составляющими она пред-



ставляет твердый раствор железа и алюминия в решетке типа  $\beta$ -Mn. Механизм образования  $\beta$ -Mn фазы еще не до конца ясен. По всей вероятности, она образуется путем перестройки решетки аналогично механизму ее образования в тройной системе Fe-Mn-C. Фаза  $\beta$ -Mn очень твердая и хрупкая (микротвердость 1100 МПа) с характерной угловатой морфологией. Частицы K-фазы, более округлые и мелкие, имеют микротвердость 6000...6500 МПа. Микротвердость аустенита составляет 3000 МПа, феррита - 3500...3700 МПа. В результате на политермическом разрезе с 30 % Mn (рис. 1, б) сохраняются двухфазные области  $\alpha + \gamma$ ,  $\gamma + K$  и появляются новые - двухфазная  $\gamma + \beta - Mn$ , трехфазная  $\alpha + \gamma + \beta - Mn$  и четырехфазная  $\alpha + \gamma + \beta - Mn + K$ .

Сплав с 0,8 % C имеет аустенитную структуру при всех изученных температурах. Аустенит сплавов с 1 % C и более распадается с выделением избыточного железоалюминиевого карбида.

Политермический разрез с 35 % Mn аналогичен разрезу с 30 % Mn. Увеличение содержания Mn приводит к расширению однофазной аустенитной области и смещению линий, разграничивающих области фазовых равновесий, вниз и в сторону больших содержаний углерода.

Сплавы, содержащие 25 % Mn и отличающиеся содержанием алюминия, имеют подобные политермические разрезы. Увеличение содержания алюминия приводит к появлению четырехфазной  $\alpha + \gamma + \beta + Mn + K$  области и смещению вверх линий фазового равновесия.

При добавлении Al в сплавы с 30 % Mn характер структурных превращений не меняется. Разрезы с 8 и 10 % Al и 30 % Mn подобны. На них имеются те же области фазовых равновесий с характерным смещением линий вверх и вправо, в сторону больших концентраций углерода при увеличении содержания Al.

Добавка Al в сплавы с 35 % Mn приводит к сильному смещению линий, разграничивающих фазовые области, вверх так, что аустенитная область существует при высоких температурах, область  $\gamma + K$  сужается, появляется область трехфазного равновесия  $\gamma + \beta - Mn + K$ .

Анализ приведенных результатов показывает, что при определенных концентрациях Al, Mn и C сплавы имеют однофазную стабильную аустенитную структуру, не претерпевающую превращений, вплоть до комнатных температур.

На основании полученных данных возможна разработка сплавов с высоким комплексом механических свойств на базе системы Fe-C-Al-Mn.

УДК 669.715.621.785.78

Р.Л. ТОФПЕНЕЦ, д-р техн. наук,  
Л.М. МАЛАШЕНКО, канд. техн. наук,  
Т.В. БАМУН (ФТИ)

## ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОГО НАГРЕВА

Термоциклическое старение сплавов является одним из вариантов низкотемпературной термоциклической обработки (НТЦО) термически упрочняемых стареющих сплавов и предполагает использование циклических тепловых



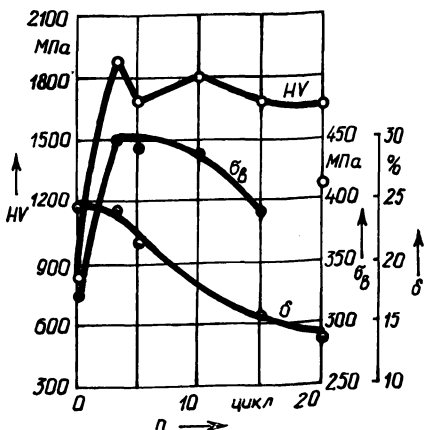


Рис. 1. Изменение свойств сплава Д16 в зависимости от числа циклов:  $210 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$

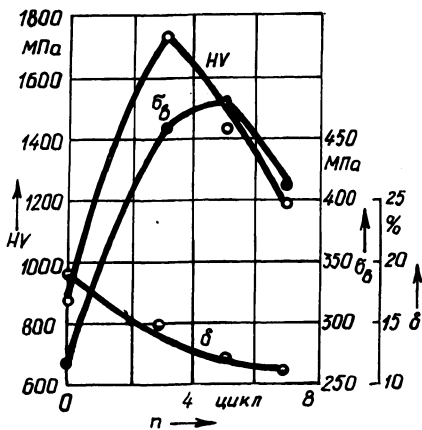


Рис. 2. Изменение свойств сплава АК6 в зависимости от числа циклов:  $220 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$

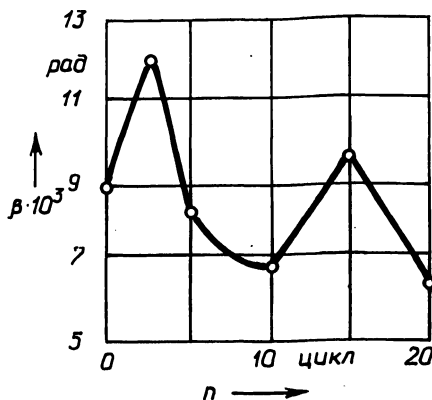


Рис. 3. Изменение физического уширения интерференционной линии (422) на рентгенограмме сплава Д16 в зависимости от числа циклов:  $210 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$

воздействий в температурном интервале распада пересыщенного твердого раствора. Поскольку термоциклическая обработка исключает длительные выдержки при максимальной и минимальной температурах цикла, распад твердого раствора с образованием зон Гинье-Престона или промежуточных фаз происходит преимущественно при нагреве или охлаждении сплава. Степень и стадия распада, а следовательно, и свойства сплава определяются скоростью нагрева и охлаждения.

Исследование влияния параметров НТЦО на структуру и комплекс свойств проведено на дюралюмине Д16 и сплаве для поковок АК6. Рекомендуемые режимы термической обработки исследуемых сплавов – закалка от  $(495 \pm 5)^\circ \text{C}$ , старение при  $190^\circ \text{C}$  в течение 6...12 ч (для сплава Д16) и закалка от  $(520 \pm 5)^\circ \text{C}$ , старение при  $160...170^\circ \text{C}$  в течение 12...15 ч (для сплава АК6). Температурный интервал циклирования –  $210 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$  (сплав Д16) и  $220 \rightleftharpoons 20^\circ \text{C}$  (сплав АК6). Количество циклов изменялось от 1 до 20. Электроконтактный нагрев проводился на установке для испытаний на термо-

Табл. 1. Механические свойства сплавов Д16 и АК6 после НТЦО

Сплав	Температурный интервал циклирования	Количество циклов	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	HV, МПа
Д16	210 $\rightleftharpoons$ 20 °С	3	449	25	1890
	210 $\rightleftharpoons$ 20 °С	5	447	22	1690
	210 $\rightleftharpoons$ 20 °С	10	437	20	1830
	210 $\rightleftharpoons$ 20 °С	15	391	16	1690
	210 $\rightleftharpoons$ 20 °С	20	418	14	1620
	210 $\rightleftharpoons$ 20 °С	125	359	7	1440
	Закалка от 500 °С, естественное старение		431	19	1200
АК6	Закалка от 500 °С, искусственное старение		441	6	—
	220 $\rightleftharpoons$ 20 °С	3	458	12	1420
	220 $\rightleftharpoons$ 20 °С	5	481	11	1200
	220 $\rightleftharpoons$ 20 °С	7	412	10	1340
	Закалка от 520 °С, искусственное старение		410	12	1080

стойкость со скоростью примерно 12° С/с. Образцы нагревались током промышленной частоты от трансформатора, охлаждались водой из водопроводной сети. Заданная программа циклов осуществлялась командным прибором КЭП-124Т, регистрация и регулировка верхней температуры цикла — электронным потенциометром КСП-4.

Анализ результатов НТЦО сплава Д16 показал, что характерная для высокотемпературной термоциклической обработки периодичность изменения прочностных свойств в зависимости от числа циклов [1] сохраняется и в этом случае (рис. 1). Максимальные значения твердости и прочности соответствуют трем циклам обработки. Пластические свойства сплава с ростом числа циклов понижаются. Однако после трех циклов обработки относительное удлинение закаленного и термоциклированного сплавов примерно одинаково. После такой обработки сплава  $\sigma_B = 449$  МПа,  $\delta = 25$  %. Сопоставление этих данных со свойствами сплава, искусственно состаренного по стандартным режимам, приведенным в табл. 1, показывает повышение относительного удлинения примерно в 4 раза при сохранении высоких значений предела прочности. Комплекс свойств сплава после НТЦО (3, 5 и 10 циклов) выше, чем сплава, естественно состаренного. Увеличение количества циклов свыше 10 приводит к понижению  $\sigma_B$  и  $\delta$ .

При исследовании эффекта НТЦО сплава АК6 количество циклов изменялось от 3 до 19. Характеристики  $\sigma_B$  и  $\delta$  в зависимости от количества циклов являются кривыми с максимумом, соответствующим трем (твердость) и пяти (предел прочности) циклам обработки (рис. 2). Относительное удлинение сплава понижается от 15 до 11 %.

Рентгеноструктурный анализ позволил проанализировать изменение физического уширения ( $\beta$ ) линии (422) на рентгенограммах сплавов, характеризующего уровень микронапряжений в матрице (рис. 3). Кривая  $\beta = f(n)$  сплава Д16 немонотонна, минимальные значения уширения соответствуют 10 и

20 циклам обработки. Однако и после трех циклов обработки физическое уширение (а следовательно, и уровень микронапряжений) ниже, чем в сплаве после закалки и изотермического старения, для которого  $\beta \approx 16 \cdot 10^{-3}$  рад.

Физическое уширение интерференционных линий наиболее чувствительно к изменениям субструктуры сплава, вызываемым распадом пересыщенного твердого раствора и процессами деформационного разупрочнения, происходящими в матрице сплава. Одной из возможных причин, объясняющих наблюдаемые изменения  $\beta$ , может быть распад пересыщенного твердого раствора с образованием зон Гинье–Престона (Г–П) или выделений и последующее их растворение вследствие термического возврата [2–4]. В случае повторных нагревов возможно растворение зон, образовавшихся при предшествующих циклах обработки. Растворение зон происходит диффузионным путем, причем коэффициент диффузии может быть аномально высоким из-за наличия вокруг зон полей упругих напряжений, повышенной плотности вакансий и термических напряжений, возникающих при термоциклировании.

Термический возврат в алюминиевых сплавах, состаренных на зонную стадию, при их нагреве до температур более высоких, чем температура старения, связывается с нарушением равновесия между выделениями и матрицей, а также с несоответствием размера зон и критического размера зародыша [2, 3]. Частичное растворение выделений и снижение  $\beta$  при нагреве состаренного сплава до температур ниже температуры старения наблюдали при кратковременных изотермических выдержках сплава Al – 4% Cu [4]. Изменение характеристик стареющих сплавов при этом связано с установлением нового динамического равновесия между степенью пересыщения матрицы и размером зон Гинье–Престона, определяемых условиями последующего нагрева. Периодичность процессов выделения и растворения способствует повышению гомогенности твердого раствора и диспергированию зон. Однако и в этом случае после большого числа циклов не исключено образование на дислокациях частиц промежуточных фаз вследствие повышенной устойчивости при нагревах зон, расположенных на дефектах, поля напряжения вокруг которых частично релаксируются полями напряжений краевой компоненты самой дислокации.

Описанный эффект более заметен в сплаве Д16, зонный распад пересыщенного твердого раствора в котором подтверждается результатами электронно-микроскопического анализа. Для матричной составляющей сплава после его старения характерна полигональная структура без следов рекристаллизации.

Полученные результаты позволяют рекомендовать термоциклическое старение с использованием электроконтактного нагрева как высокопроизводительный способ термообработки, повышающий конструкционную прочность стареющих сплавов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Васильева Л.А., Малашенко Л.М., Тофпенец Р.Л. Закономерности формирования структуры и свойств при высокотемпературной термоциклической обработке алюминиевых сплавов // Металлургия. — 1987. — № 3. 2. Гинье А. Неоднородные металлические твердые растворы. — М., 1962. 3. Ньюкерк Дж. Б. Старение сплавов. — М., 1962. 4. Горев К.В., Тофпенец Р.Л., Васильева Л.А. Термический возврат искусственно состаренного сплава Al-4% Cu при повторном нагреве // Кинетика и механизм кристаллизации. — Мн., 1973.

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ А11РЗМЗФ2**

Основное направление в создании новых высокопроизводительных быстрорежущих сталей – многокомпонентное легирование, существенное повышение содержания углерода и азота при ограниченном содержании вольфрама и молибдена. В настоящее время широкое распространение получает низколегированная сталь А11РЗМЗФ2 (табл.1), которая может быть отнесена к дисперсионно-упрочняемым. Для эффективного использования стали требуется исследовать особенности ее структуры как в состоянии поставки, так и после термической обработки и на этой основе устанавливать оптимальные режимы термической обработки.

Микроструктура стали А11РЗМЗФ2 в состоянии поставки типична для кованой быстрорежущей стали. В ней присутствуют три вида карбидов: первичные, вторичные и высокодисперсные, входящие в сорбит, представляющий матрицу стали. Помимо карбидной составляющей, в структуре присутствуют нитриды. Проведение рентгеновского фазового анализа затруднительно из-за большой плотности выделений и высокой дисперсности некоторых из них.

Сопоставление структур стали, закаленной от 1160 °С, 1180 и 1200 °С, указывает на то, что повышение температуры закалки приводит к росту зерна аустенита, влияя на дисперсность мартенсита. Величина зерна даже при максимальной температуре закалки (1200 °С) меньше, чем в стали Р6М5, закаленной от той же температуры, что связано с наличием нитридов и их барьерным эффектом. В структуре закаленной стали присутствуют первичные карбиды и нитриды, не растворившиеся при нагреве. С повышением температуры закалки имеет место лишь частичное их растворение. Содержание остаточного аустенита при этом изменяется от 29,5 до 39,7 %. Считается, что содержание остаточного аустенита в закаленной стали определяется составом твердого раствора, полученного при нагреве. Такой вывод был сделан в связи с тем, что процессы роста зерна и растворения карбидов сопутствуют друг другу. Однако содержание остаточного аустенита в закаленной стали зависит не только от состава твердого раствора, но и от величины его зерна. Существование этой зависимости объясняет также причину, вследствие которой с повышением температуры закалки увеличивается содержание остаточного аустенита в значительно большей степени, чем это следовало бы в результате изменения состава аустенита. Наличие азота в  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазах способствует повышению твердости мартенсита.

В исследовании отпуска стали основное внимание обращалось на превращения, протекающие при 580...600 °С и вызывающие дисперсионное твердение стали. Присутствие в стали азота независимо от температуры закалки способствует также повышению дисперсности структуры вследствие торможения коагуляции продуктов распада. После двукратного отпуска при 580 °С заметно некоторое укрупнение карбидов в стали, закаленной от 1200 °С. После отпуска при 600 °С плотность выделившихся фаз увеличивается, однако дисперсность мартенсита понижается. Механические свойства отпущенной стали приведены в табл. 2.

Табл. 1. Химический состав стали А11РЗМЗФ2 (процент по массе)

С	V	Mo	W	Cr	N	Ni	Si	Mn	Cu	P
						не более				
1,02	2,2	2,5	2,5	3,8	0,05	0,4	0,03	0,5	0,25	0,035
-1,12	-2,6	-3,0	-3,3	-4,3	-0,10					

Табл. 2. Механические свойства стали А11РЗМЗФ2

Режим обработки	HRC			Содержание остаточного аустенита, %			Теплостойкость (600 °С, 4 ч)		
	Температура закалки, °С								
	1160	1180	1200	1160	1180	1200	1160	1180	1200
Закалка	62,0	60,8	60,5	29,5	33,8	37,9	-	-	-
Отпуск при 580 °С в течение 1 ч и двукратный по 45 мин	64,4	-	64,1	-	-	-	61,7	-	60,5
Отпуск при 600 °С в течение 1 ч	63,6	62,5	63,5	0	3,2	2	61,4	61,1	62,2
Отпуск при 600 °С в течение 1 ч	64,5	64,6	64,1	6,6	2,5	8,9	62,5	63,8	62,2

Кривая изменения твердости при отпуске немонотонна, наблюдается ее провал, а затем новый подъем, что характерно для дисперсионно-твердеющих сплавов. Часть азота в стали А11РЗМЗФ2 переходит в раствор при нагреве под закалку, а затем выделяется из мартенсита при отпуске в виде нитридов. Выделение нитридов, более стойких против коагуляции, чем карбиды, и имеющих иную решетку, вызывает дисперсионное твердение. Помимо того, азот задерживает диффузию легирующих элементов, затрудняя разупрочнение мартенсита, и поэтому повышает теплостойкость стали.

Для оптимизации термической обработки стали использовался метод математического планирования эксперимента. За параметр оптимизации была взята твердость после отпуска. Факторы, влияющие на параметр оптимизации: температура закалки ( $X_1$ ); температура отпуска ( $X_2$ ) и время отпуска ( $X_3$ ). Анализ значимости коэффициентов в уравнении регрессии позволил установить силу влияния факторов на твердость стали. Проведенные исследования позволяют рекомендовать для термической обработки стали А11РЗМЗФ2 следующие режимы: закалка от температуры 1180 °С, отпуск при 600 °С в течение 1 ч.

## ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВКАХ КОЛЬЦЕВОГО СЕЧЕНИЯ

Напряжения в биметаллических отливках, полученных, например, методом поверхностного легирования, обусловлены как неравномерностью температурного поля, так и взаимодействием внутренней *I* и внешней *II* частей отливки из материалов с различными коэффициентами линейного расширения и модулями упругости, а также неодновременностью протекания структурных превращений в различных частях отливки.

Точное решение задачи определения термических напряжений с учетом вышеизложенного и особенно для отливок сложной формы встречает непреодолимые математические трудности. Поэтому задача решена с некоторыми допущениями, согласованными с опытными данными, на простой кольцевой модели (рис. 1). Учтены только термоупругие напряжения, обусловленные температурным полем отливки и теплофизическими свойствами материалов. Такое допущение позволяет воспользоваться методом суперпозиции и использовать известные зависимости [1–3] теории упругости и термоупругости для тел цилиндрической формы.

Было сделано также допущение, что температурное поле в биметаллической отливке изменяется так же, как и в монометаллической, т. е. однородной. Это дает возможность определять температурное поле в критериальной форме и использовать номограммы, полученные в работе [4].

На основании известных зависимостей [1–4] получены выражения для определения касательных напряжений на внутренней  $\sigma_{\theta_1}$  и внешней  $\sigma_{\theta_2}$  поверхностях биметаллической отливки, а также в ее переходной от одного металла к другому зоне  $\sigma_{\theta_3}$ :

$$\sigma_{\theta_1} = E_1 a_1 \Delta T \theta_{\text{ц}} \left( S'_{\text{к}} \frac{2}{1 - \frac{\rho_{\text{отп}}}{\rho_{\text{п}}}} k \rho_{\text{отп}} \right) - P \frac{2}{1 - \frac{\rho_{\text{отп}}^2}{\rho_{\text{п}}^2}};$$

$$\sigma_{\theta_2} = E_2 a_2 \Delta T \theta_{\text{ц}} \left( S''_{\text{к}} \frac{2}{1 - \rho_{\text{п}}^2} - k_1 \right) + P \frac{2 \rho_{\text{п}}^2}{1 - \rho_{\text{п}}^2};$$

$$\sigma_{\theta_3} = E_2 a_2 \Delta T \theta_{\text{ц}} \left( S''_{\text{к}} \frac{2}{1 - \rho_{\text{п}}^2} - k \rho_{\text{п}} \right) + P \frac{1 + \rho_{\text{п}}^2}{1 - \rho_{\text{п}}^2},$$

где  $E_1$  и  $E_2$  – изотермические модули упругости материалов соответственно внутренней и внешней части отливки;  $a_1$  и  $a_2$  – средние коэффициенты теплового линейного расширения материалов соответственно внутренней и внешней части отливки в интервале температур  $T$  и  $T_0$  ( $T_0$  – температура тела в исходном состоянии);  $\Delta T = T_0 - T_{\text{с}}$  ( $T_{\text{с}}$  – температура охлаждающей среды);  $\theta_{\text{ц}}$  – параметр температур центра отливки (функция критериев Био и Фурье);

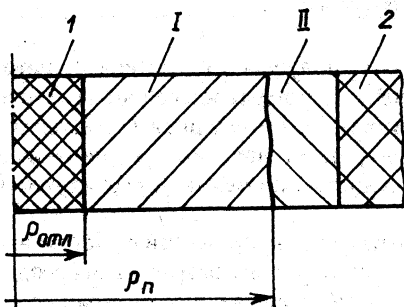


Рис. 1. Схема кольцевой биметаллической отливки:

1 — стержень; 2 — форма

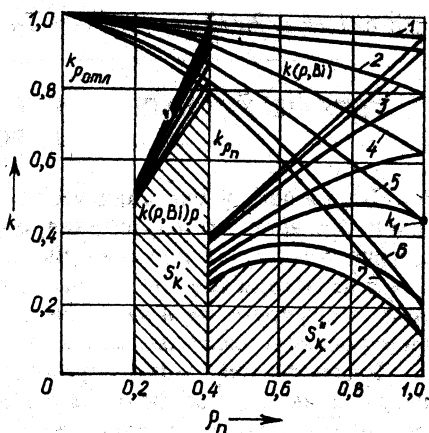


Рис. 2. Пример определения параметров для заданных условий  $\rho_{п} = 0,4$  и  $Bi = 1$

$S'_k$  и  $S''_k$  — переменные составляющие интегрирования кривых температурного поля;  $\rho_{отл} = r_{отл}/r$  и  $\rho_{п} = r_{п}/r$  — относительные радиусы ( $r_{отл}$  — внутренний радиус отливки,  $r_{п}$  — радиус переходного слоя,  $r$  — внешний радиус отливки);  $k_{\rho_{отл}}$ ,  $k_1$  и  $k_{\rho_{п}}$  — коэффициенты, определяющие температуру соответственно на внутренней и наружной поверхностях отливки и в переходной зоне;

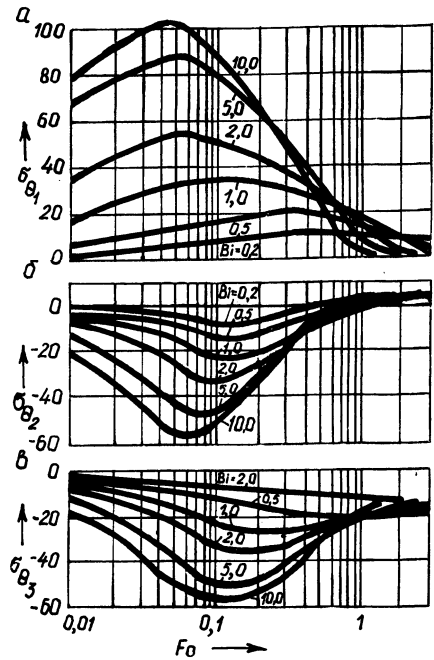
$$P = \frac{\Delta T [a_2 (S'_k \theta_{ц} \frac{2}{1 - \rho_{п}^2} - 1) - a_1 (S''_k \theta_{ц} \frac{2}{(1 - \rho_{отл}^2)/\rho_{п}^2} - 1)]}{\frac{1}{E_2} \left( \frac{1 + \rho_{п}^2}{1 - \rho_{п}^2} \right) + \frac{1}{E_1} \left( \frac{1 + \rho_{отл}^2/\rho_{п}^2}{1 + \rho_{отл}^2/\rho_{п}^2} \right)}$$

На рис. 2 приведен пример определения  $S'_k$ ,  $S''_k$ ,  $k_{\rho_{отл}}$ ,  $k_{\rho_{п}}$  и  $k_1$  для  $\rho_{п} = 0,4$  и  $Bi = 1$ . Аналогично можно определить указанные параметры для любого соотношения частей отливки и любого значения  $Bi$ . Кривые  $k(\rho, Bi)$  взяты из номограмм [4]. Параметр  $S'_k$  численно равен площади под кривой  $k(\rho, Bi)\rho'$ ;  $S''_k$  — под кривой  $k(\rho, Bi)\rho''$ , где  $\rho'$  и  $\rho''$  представляют текущие относительные радиусы соответственно внутренней и внешней поверхностей отливки.

На ЭВМ были проведены расчеты напряжений для широкого диапазона комбинаций металлов в биметаллической отливке. Модули упругости изменялись от  $1 \cdot 10^5$  МПа до  $2,2 \cdot 10^5$  МПа, коэффициенты линейного расширения — от  $8 \cdot 10^{-6}$  1/град до  $16 \cdot 10^{-6}$  1/град. Были приняты различные скорости охлаждения отливки при отводе теплоты через ее боковую поверхность, характеризующиеся критерием Био от 0,2 до 10.

В качестве примера на рис. 3 приведены графики изменения касательных

Рис. 3. Пример изменения временных и остаточных касательных напряжений во времени на внешней  $\sigma_{\theta_3}$  и внутренней  $\sigma_{\theta_1}$  поверхностях отливки и в переходной зоне  $\sigma_{\theta_2}$  в зависимости от интенсивности охлаждения



термоупругих напряжений во времени для биметаллической отливки из металлов со следующими свойствами:  $E_1 = 1,0 \cdot 10^5$  МПа,  $E_2 = 2,0 \cdot 10^5$  МПа,  $\alpha_1 = 11 \cdot 10^{-6}$  1/град,  $\alpha_2 = 12 \cdot 10^{-6}$  1/град. Относительный радиус переходной зоны  $\rho_{\text{п}} = 0,4$ . Из рисунка видно, что с увеличением интенсивности охлаждения значения максимумов напряжений как сжимающих (рис. 3, в), так и растягивающих (рис. 3, а) увеличиваются и смещаются в сторону меньших значений критерия Фурье. При ускоренном охлаждении ( $Bi > 2$ ) временные напряжения в отливке могут превысить предел прочности сплава (рис. 3, а), что приведет к ее разрушению. Значит, такую отливку следует охлаждать по возможности медленно или организовать отвод теплоты через ее внутреннюю поверхность.

В процессе охлаждения отливки напряжения на той или иной исследуемой поверхности могут менять знак, т. е. переходить, например, из сжимающих в растягивающие (рис. 3, б) и наоборот.

После достижения максимума временные напряжения снижаются и переходят при полном охлаждении отливки в остаточные, которые всегда меньше временных и не зависят от скорости охлаждения. Абсолютные значения остаточных напряжений на всех исследуемых поверхностях отливки относительно невелики и не представляют опасности при ее эксплуатации. Однако, как указывалось выше, отливка может разрушиться в процессе получения, что предписывает вести ее охлаждение по определенному режиму.

Таким образом, анализ временных и остаточных напряжений имеет большое значение не только для определения их влияния на эксплуатационные характеристики биметаллической отливки, но и позволяет правильно разрабатывать технологический процесс литья.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мэнсон С. Температурные напряжения и малоцикловая усталость. — М., 1974.
2. Тимашенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. — М., 1975.
3. Дарков А.В., Шпиро Г.С. Сопротивление материалов. — М., 1969.
4. Пехович А. И., Жидких В.М. Расчеты теплового режима твердых тел. — Л., 1976.

УДК 669.14.018

О.С. КОМАРОВ, д-р техн. наук, Н.И. УРБАНОВИЧ,  
В.В. ИВАШИН, канд. техн. наук, Н.М. БОЯРЧУК (БПИ)

### УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Наряду с плохой обрабатываемостью резанием хрупкость высокохромистых чугунов (ВХЧ), обладающих уникально высокой износостойкостью, является основным препятствием на пути расширения производства отливок из этого сплава. Измельчение первичной структуры чугуна, снижение углеродного эквивалента и комплексное легирование V, Mo, Nb, Ti позволяют повысить его ударную вязкость (КС), но не выше 10 Дж/см<sup>2</sup> [1]. В связи с тем что при снижении содержания углерода уменьшается износостойкость чугуна, а комплексное легирование дорого, ставилась задача максимально повысить КС за счет оптимизации первичной и вторичной структуры.

Стандартные образцы для испытаний на изгиб, ударный изгиб и разрыв отливали из ВХЧ 10 различных марок в сухих разовых формах на основе синтетической смолы. Результаты испытаний сведены в табл. 1.

Анализ приведенных данных позволяет сделать вывод, что, несмотря на широкий диапазон содержания углерода в различных марках (от 2 до 3,5%), КС остается низкой для всех чугунов. Неэффективно и применение обычного режима ТО. Структура литых образцов состояла из эвтектических карбидов различной степени дисперсности и металлической основы — смеси аустенита и мартенсита. Применение ТО не внесло существенных изменений в микроструктуру. Характерно, что все чугуны в изломе образцов  $\phi$  30 мм имели сквозную транскристаллизацию. Из таблицы видно, что чугуны с содержанием хрома 28...30% имеют высокие прочностные характеристики, но с целью экономии Cr в качестве базового был выбран экономно легированный сплав ИЧ270Х18Н, содержащий до 1% Ni и до 0,5% Mo. Для него исследовали возможность существенного повышения КС за счет устранения транскристаллизации и путем оптимизации режима ТО.

Модифицирование комплексной добавкой (0,05% V + 0,03% Al + 0,005% Bi + 0,3% SiCa) позволило получить образцы с равноосной структурой. Из образцов, имеющих транскристаллитную и равноосную структуру, методом электроэрозионной обработки вырезали стандартные образцы для определения КС. Устранение транскристаллизации позволило повысить КС с 4,5 до 7,7 Дж/см<sup>2</sup>.

С целью проверки возможности повышения КС за счет ТО из немодифицированного чугуна ИЧ270Х18Н отливали образцы для испытаний на ударный

Табл. 1. Свойства ВХЧ различных марок

Номер сплавки	Марка чугуна	$\sigma_{\text{н}}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	КС, Дж/см <sup>2</sup>	HRC <sub>3</sub>
1	ИЧ 280Х17Н3Г	680/650	350/370	5,5/5,4	50/56
2	ИЧ250Х28Г3С	660	500	3	54
3	ИЧ300Х1215	550/710	250/280	4,5...4,3	50/57
4	ИЧ350Х12ГЧМ	400	270	3	49
5	ИЧ300Х17Н3Г3	400/460	250/260	4,5/4	48/53
6	ИЧ280Х28Н2	860	270	6	53
7	ИЧ270Х18Н	770	300	5	50
8	ИЧ310Х17Г3Д2	460	210	3,5	50
9	ИЧ300Х10Г2М	490	143	3,3	56
10	ИЧ210Х30Г2	1030	450	4,3	55

Примечание. В числителе представлены значения характеристик в литом состоянии, а в знаменателе после ТО, заключающейся в нагреве с печью до 930 °С, выдержке в течение 2 ч, закалке в масле и отпуске при 250 °С в течение 2 ч.

изгиб и в атмосфере аргона проводили ТО, первая стадия которой заключалась в закалке на воздухе после выдержки в течение 2 ч с температур 850...1150 °С, а вторая стадия — в отпуске в течение 2 ч при температурах 200...700 °С.

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что существенного повышения КС (14...18 Дж/см<sup>2</sup>) можно достичь только в результате нагрева образцов под закалку до температур выше 1150 °С. Нагрев до 1150 °С приводит к растворению карбидов в аустените, в результате чего происходит скругление острых кромок карбидов.

Характер изменения структуры металлической основы исследовали на дифрактометре ДРОН-3 с использованием СоK<sub>α</sub>-излучения. Постоянную решетку аустенита и мартенсита определяли по линиям (311) и (220) соответственно. Резкое охлаждение пересыщенного углеродом и хромом аустенита с температуры 1150 °С обеспечивает большее остаточное его содержание в структуре (≈ 55 %), а высокий отпуск (600 °С) приводит к частичному распаду остаточного аустенита с образованием вторичных карбидов и α-Fe. В то же время закалка с обычных температур (850 °С) характеризуется низким содержанием аустенита и его полным отсутствием после высокого отпуска.

Таким образом, оптимизация режима ТО, так же как и устранение трансформации, позволяет в 2–3 раза повысить КС чугуна. С целью проверки совместного влияния на нее двух факторов из образцов на изгиб, модифицированных комплексной добавкой, вырезали образцы для определения КС и подвергали их ТО по оптимальному режиму. В результате удалось получить КС в пределах 25...30 Дж/см<sup>2</sup>, что позволяет расширить сферу применения высокохромистых чугунов и рекомендовать их для изготовления деталей, работающих в условиях ударных нагрузок.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. — М., 1983.

## ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПРОШИВНОГО ИНСТРУМЕНТА

Из-за постоянно возрастающих при работе прошивного инструмента температурно-силовых нагрузок требуются разработка и использование сталей с высоким комплексом свойств. При разработке литых сталей для горячештампового прошивного инструмента возникают определенные трудности с вводом легирующих карбидообразующих элементов, влияющих, с одной стороны, положительно на упрочнение, с другой — отрицательно на ударную вязкость, трещиностойкость, пластические свойства литой стали. В упрочнении литой стали первостепенную роль играют механизмы упрочнения за счет дисперсных карбидов и растворения в решетке железа инородных атомов по типу внедрения или замещения. Влияние на упрочнение литой стали каждой из этих составляющих для различных сталей неодинаково. Причем механизм упрочнения дисперсными частицами и расположение карбидов по границам зерен повышают скорость роста трещин в стали, особенно средне- и высоколегированной.

Исследовались литые стали типа 5ХНМЛ, 4Х5МФСЛ, 4Х5В2ФСЛ, 4Х4НМФСЮ после окончательной термообработки.

На междендритных участках образцов, вырезанных из отливок, обнаружены выделения включений карбидной фазы, мелкодисперсные у поверхностных слоев, более грубого строения в центре. Для стали 5ХНМЛ ими являются карбиды цементитного типа, для сталей 4Х5МФСЛ, 4Х5В2ФСЛ, 4Х4НМФСЮ, кроме того, карбиды типа  $M_3C$  и  $M_{23}C_6$ . Данные микрорентгеноспектрального анализа опытной стали 4ХНМФСЮ (рис. 1, а) показывают, что распределение таких основных элементов, как Cr, Mo, V, происходит по границам дендритов в виде карбидной фазы. Выделения первичных карбидов в обогащенных легирующими элементами зонах являются в последующем зародышами образования трещин при деформировании, способствуют снижению трещиностойкости, ударной вязкости. У сталей типа 5ХНМЛ карбидная фаза ( $M_3C$ ) полностью переходит в твердый раствор и не оказывает такого отрицательного влияния. Для теплостойких сталей типа 4Х5МФСЛ, 4Х5В2ФСЛ, 4Х4НМФСЮ размер карбидов, не растворившихся в твердом растворе, является определяющим. Существует критический размер карбидов, выше которого у литых сталей данного типа происходит зарождение трещин уже в процессе кристаллизации. Выявлено, что в процессе эксплуатации наряду с известными процессами распада мартенсита, аустенита остаточного, коагуляции карбидов происходят превращения  $M_3C \rightarrow M_7C_3$ ,  $M_3C \rightarrow Cr_{23}C_6$  (рис. 1, б). Образуются термически менее устойчивые карбиды, которые приводят необратимо к разупрочнению, способствуют хрупкому разрушению, снижению трещиностойкости, теплоустойкости, ударной вязкости. Являясь дополнительными эффективными препятствиями для продвижения дислокаций, обособившиеся карбиды вызывают возникновение больших внутренних напряжений и как следствие раскрытие трещины.

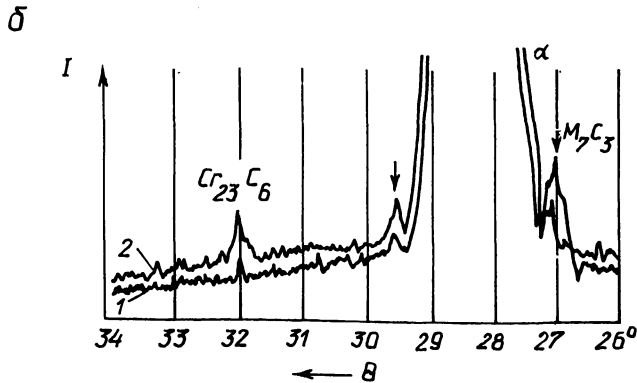
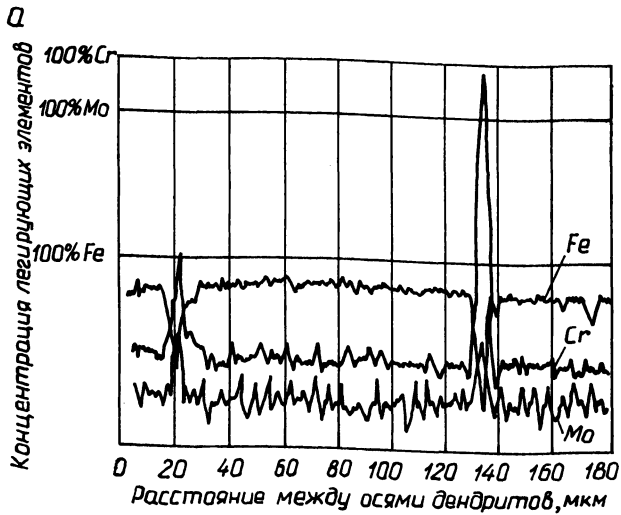


Рис. 1. Распределение легирующих элементов в поверхностном слое отливки (а) и рентгеновские спектры фазовых составляющих опытной стали 4Х4МФСЮ (б) :

1 — до закалки и отпуска; 2 — после эксплуатации

Рассмотренные структурные изменения наблюдались при испытании литого прошивного инструмента в промышленных условиях. Основным фактором на первом этапе испытаний являлось появление разрушения и скалывания пуансонов. В последующем, используя эффекты модифицирования и ускоренного охлаждения при кристаллизации, смогли избежать образования в структуре крупных карбидных включений, что сказалось на стойкости инструмента. На втором этапе испытаний разрушений такого вида не наблюдалось.

## О КОРРЕЛЯЦИОННОЙ СВЯЗИ ИЗНОСА МЕТАЛЛОВ С ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ИХ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ

Целью настоящей работы является исследование корреляционных связей параметров электронного строения компонентов материала и его износостойкости. Для установления корреляционных связей использовались экспериментальные данные интенсивности аэроабразивного износа различных материалов, полученные при различных углах атаки [1, 2]. Для каждого из использованных материалов в приближении Хартри самосогласование проводилось для периодического потенциала в сферической ячейке Вигнера—Зейтца при нормальных плотностях [3]. В качестве информативной системы признаков выбирали следующие параметры энергетического спектра компонентов:  $X_1$  — коэффициент, зависящий от скорости изменения энергии  $d$ -полосы;  $X_2$  — энергия внешней  $d$ -полосы при значении волнового вектора, равном нулю;  $X_3$  — энергия  $d$ -полосы при значении волнового вектора, равном нулю;  $X_4$  — ширина  $d_0$ -подполосы;  $X_5$  — ширина  $d_1$ -подполосы;  $X_6$  — энергия Ферми;  $X_7$  — заклонение  $d_0$ -подполосы.

В дальнейшем при использовании названных выше данных с помощью метода шагового регрессионного анализа и модели типа

$$Y = e^{k_0} e^{k_1 X_1} \dots e^{k_n X_n} \quad (1)$$

*Табл. 1. Матрица значений коэффициентов частной корреляции между интенсивностью изнашивания и некоторыми параметрами материала*

Параметры энергетического спектра материала	Угол атаки, град*				Угол атаки, град**		
	15	30	45	90	15	30	90
$X_1$	0,535	0,918			-0,943	-897	0,209
$X_2$	0,866	0,924	0,919	0,720	-0,544	-0,708	-0,804
$X_3$	-0,327	-0,775	-		0,953	+0,907	0,089
$X_4$	0,652	-0,950	-0,732	-0,649	0,742	0,795	0,715
$X_5$	-	-	-	-	-0,469	-0,452	0,161
$X_6$	0,809	0,874	0,944	0,748	-0,913	-0,941	-0,866
$X_7$	-	-	-	-	-0,808	-0,818	-0,591

\* , \*\* Рассчитанные характеристики получены на основе обработки экспериментальных данных работ [1], [2] соответственно.

(где  $Y$  — интенсивность изнашивания материала;  $k_1, k_2, \dots, k_n$  — коэффициенты регрессионного уравнения;  $X_1, X_2, \dots, X_n$  — параметры энергетического спектра компонентов) изучались корреляционные связи между интенсивностью изнашивания материалов и характеристиками энергетического спектра их компонентов. Результаты исследований приведены в табл. 1. Данные свидетельствуют о наличии корреляционной связи между интенсивностью изнашивания материала и характеристиками энергетического спектра компонентов.

Таким образом, установленные корреляционные связи между рассматриваемыми параметрами открывают новые пути для прогнозирования и моделирования износостойкости материалов с помощью ЭВМ, а также делают возможным создание новых физических моделей изнашивания поверхности на основе представлений об электронном строении материала.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Т а д о л ь д е р Ю.А. Некоторые количественные зависимости изнашивания чистых металлов // Износ, усталость и коррозия металлов. Сер. А. — № 237. — Таллинн, 1960.
2. С а м с о н о в Г.В., Д а н ь к и н А.А. Аэроабразивная износостойкость и силы связи в металлах // Проблемы трения и изнашивания. — Киев, 1975. — Вып. 8. 3. С о б о л е в В.Ф., Б о р о в и к Ф.Н., Ч и ч к о А.Н. Влияние электронной структуры компонентов сплава на образование интерметаллидов в алюминиевых сплавах // Вестн АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. — 1985. — № 2.

УДК 669.017:621.7.044.2

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, канд. техн. наук,  
Г.М. СЕНЧЕНКО (БПИ)

#### ВЗРЫВНОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ 30ХГСА И СТАЛИ 40Х

Исследовалось влияние высокоскоростного деформирования на механические свойства стали 40Х и стали 30ХГСА. Деформирование осуществлялось путем обжатия труб на металлическую оправку [1] зарядом взрывчатого вещества аммонит №6ЖВ.

Испытанию подвергались стали в различных структурных состояниях\*. Сталь 30ХГСА — в ферритно-перлитном состоянии (после нормализации), в сорбитном (после закалки и отпуска), в ферритно-аустенитном состоянии при температуре фазового перехода  $Fe_\alpha \rightleftharpoons Fe_\gamma$  850 °С с охлаждением после деформирования на воздухе. Сталь 40Х — после отжига при 850 °С, после закалки и отпуска при 200 °С, 500 и 600 °С.

Для ферритно-перлитного состояния стали 30ХГСА характерно интенсивное повышение предела прочности от 760 при  $\bar{\epsilon} = 0$  до 1200 МПа при  $\bar{\epsilon} = 8\%$ .

---

\* Работа выполнена совместно с Ю.Г.Алексеевым, В.Ф. Мельниковым.

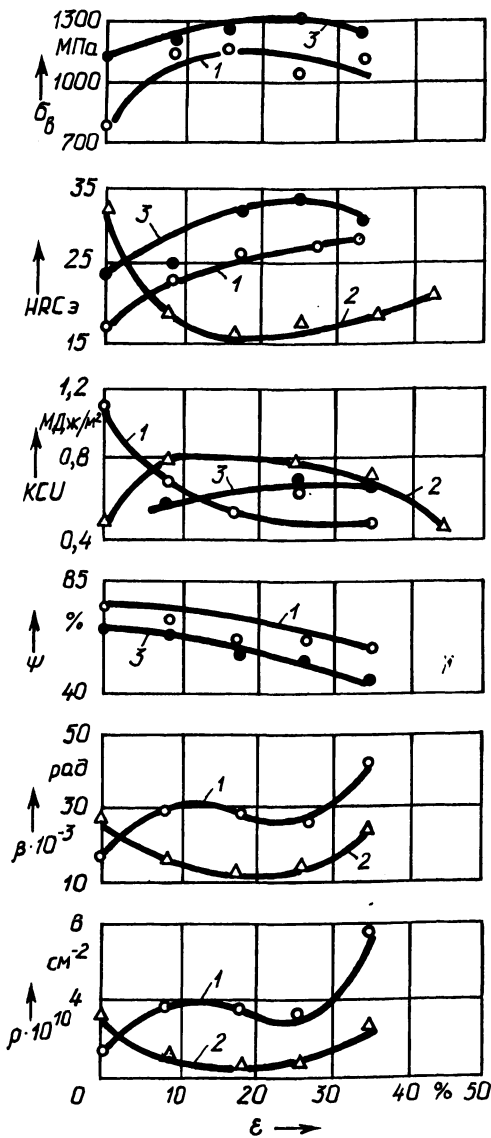


Рис. 1. Зависимость характеристик механических свойств и параметров тонкой структуры стали 30ХГСА от степени деформации:

1 – нормализация + деформация при  $T = 20^\circ C$ ; 2 – нормализация + деформация при  $T = 850^\circ C$ ; 3 – улучшение + деформация при  $T = 20^\circ C$

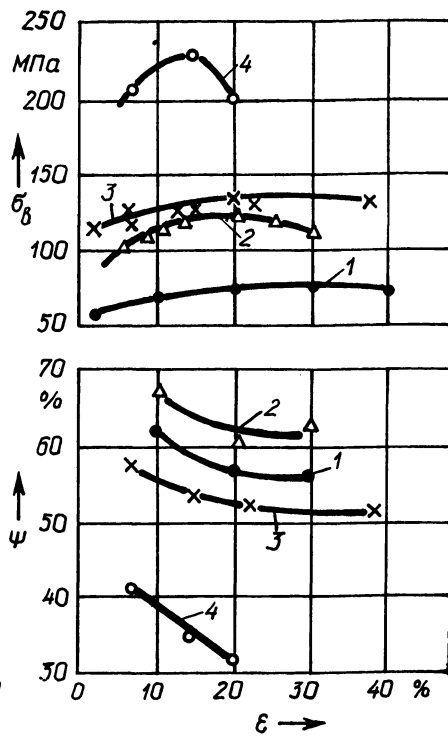


Рис. 2. Зависимость механических свойств стали 40Х от степени деформации:

1 – отжиг при  $850^\circ C$ ; 2 – закалка при  $830^\circ C$  в воду + отпуск при  $600^\circ C$  1 ч; 3 – закалка при  $830^\circ C$  в воду + отпуск при  $500^\circ C$  1 ч; 4 – закалка при  $830^\circ C$  в воду + отпуск при  $200^\circ C$  1 ч

Однако при  $\bar{\epsilon} > 20\%$  предел прочности падает до 1050 МПа. Это, по-видимому, объясняется низкой исходной пластичностью стали, что приводит к "разрыхлению" структуры материала при больших деформациях с образованием микропор и микротрещин. Плотность дислокаций резко возрастает с  $4 \cdot 10^{10}$  до  $8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рис. 1).

Степень упрочнения стали 30ХГСА, деформированной после закалки, ниже ( $\sigma_B = 1150 \dots 1340 \text{ МПа}$ ), но абсолютные значения прочностных характеристик  $\sigma_B$ ,  $\text{HRC}_3$  выше при практически равных характеристиках пластичности  $\delta$ ,  $\psi$  и вязкости КСУ. Критическая степень деформации, после превышения которой прочностные характеристики также снижаются, выше ( $\bar{\epsilon} = 25\%$ ).

Повышение температуры деформации приводит к росту пластичности и свариваемости материала. Горячее деформирование сопровождается разупрочняющими процессами, а структура металла улучшается, освобождаясь от рыхлостей и микродефектов. Качество и способность к дальнейшей обработке такого металла значительно улучшаются. Поэтому на стали 30ХГСА проводили эксперименты по определению влияния высокоскоростного деформирования при повышенных температурах на ее строение и свойства. В качестве температуры деформации выбрана температура фазового перехода  $\text{Fe}_\alpha \rightleftharpoons \text{Fe}_\gamma$   $850^\circ\text{C}$ . Выбор обусловлен также тем, что горячее деформирование может повлиять на степень дефектности структуры и структурообразование стали в процессе охлаждения.

С повышением степени деформации до 16% твердость стали падает с 33 до 15  $\text{HRC}_3$ . В дальнейшем в материале формируются более устойчивые при высоких температурах дислокационные построения, которые приводят к росту твердости стали до 21  $\text{HRC}_3$ . Плотность дислокаций повышается до  $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Микрорентгеноспектральный анализ, выполненный на ДРОН-3, не показал качественных изменений в фазовом составе стали как при деформировании в холодном, так и в горячем состоянии. Присутствуют фазы  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ ,  $\text{Mn}_3\text{C}$ . Зафиксировано уменьшение площади пиков карбидных включений у горячедеформированной стали, что свидетельствует об их диссоциации и более равномерном распределении в матрице. С увеличением степени горячей деформации изменяется количественное соотношение

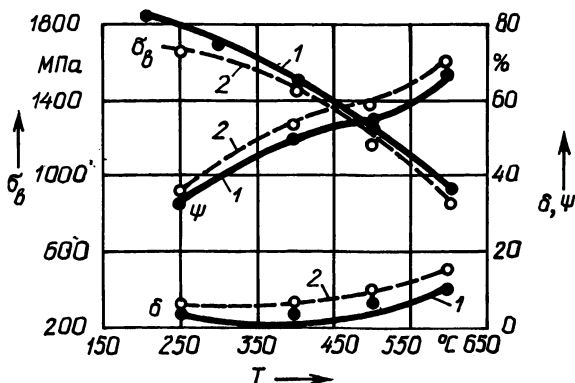


Рис. 3. Зависимость механических свойств стали 40Х от температуры отпуска:

1 — термообработка без деформационного упрочнения [2, 3];  
2 — деформационное упрочнение перед термообработкой



между ферритными и перлитными зернами. Возрастает объем, занимаемый ферритными зернами, что связано с частичным растворением цементитных пластин.

Характер изменения микротвердости и плотности дислокаций в зависимости от температуры и степени деформации соответствует картине изменения прочностных свойств стали.

Для стали 40X при незначительной степени деформации прочностные свойства возрастают с одновременным падением пластичности (рис. 2). При достижении критической степени деформации  $\epsilon_{кр}$  наблюдается перегиб: после отжига  $\epsilon_{кр} = 30\%$ ,  $\sigma_B = 770$  МПа, после закалки и отпуска при  $600^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр} = 20\%$ ,  $\sigma_B = 1210$  МПа, после закалки и отпуска при  $500^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр} = 18\%$ ,  $\sigma_B = 1350$  МПа, после закалки и отпуска при  $200^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр} = 15\%$ ,  $\sigma_B = 2300$  МПа. При этом чем выше прочностные свойства исходного материала перед упрочнением, тем ниже критическая степень деформации. Связано это, по-видимому, с тем, что основным механизмом упрочнения стали является насыщение ее структуры внутренними дефектами.

Предварительное взрывное деформирование стали 40X оказывает влияние на процесс ее последующей термообработки. Как видно из рис. 3, предварительная деформация взрывом приводит к повышению конструкционной прочности материала: тем же значениям прочности, что и при стандартной термообработке [2, 3], соответствует большая пластичность. Объясняется это тем, что деформирование взрывом увеличивает дефектность структуры с более равномерным распределением дефектов по объему металла. При последующей закалке это приводит к увеличению числа центров зарождения мартенсита, уменьшению зерна и получению однородной структуры по объему металла.

Для практического применения рекомендуется закалка стали 40X с отпуском при  $500^\circ\text{C}$  совместно с деформационным упрочнением взрывом с  $\epsilon = 5...40\%$ . Упрочнение взрывом можно проводить как до, так и после термообработки.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Процесс высокоскоростного деформирования цилиндрической оболочки энергией взрыва / В.Н. Ковалевский, Ю.Г. Алексеев, А.П. Симончик, М.А. Павлюкевич // Проблемы повышения прочности элементов машиностроительных конструкций. — Пермь, 1983.
2. Справочник по машиностроительным материалам / Под ред. Ю.А. Геллера. — М., 1959.
3. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. — М., 1981.

УДК 621.746.6

В.Ф. СОБОЛЕВ, А.Н. ЧИЧКО,  
кандидаты техн. наук (БПИ)

#### КЛАССИФИКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ХИМИЧЕСКОЙ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТИ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Для разработки классификационной модели химической микронеоднородности двойных алюминиевых систем, полученных в неравновесных условиях, с помощью микрорентгеноспектрального анализа (микроанализатор "Ка-

Табл. 1. Характер распределения элементов в двойных  
алюминиевых сплавах

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)		Сплав	Содержание элементов, % (по массе)	
	твёрдый раствор	первичные фазы		твёрдый раствор	первичные фазы
Al-Mn	0,3	14,5	Al-Ni	0,5	23,7
Al-Co	0,1	13,1	Al-Ce	1	21,2
Al-Zr	Фон	49,9	Al-Cu	1,5	40,3
Al-Mo	То же	22	Al-Mg	1	4,5
Al-Ti	"	32,9	Al-Sn	Фон	96,9
Al-W	"	32,3	Al-Bi	То же	98
Al-Cr	"	17,8	Al-Ca	"	23,3
Al-Nb	"	42,5	Al-Cd	"	97
Al-Zn	1,2	4,5	Al-Ag	1,2	9,3

мека") были изучены элементы в двойных сплавах алюминия, содержащих 4 % (по массе) легирующей добавки. Результаты исследований приведены в табл. 1.

Анализ диаграмм состояния изученных систем и характера распределения их компонентов позволил установить определенную закономерность формирования химической микронеоднородности. Все изученные системы по характеру микронеоднородности и степени межатомного взаимодействия можно разделить на четыре группы (табл. 2).

Приведенную классификацию можно объяснить с точки зрения характера межатомного взаимодействия компонентов на основе учета особенностей строения диаграмм состояния. Интерметаллиды этой группы легирующих элементов имеют высокие твердость и температуру плавления, что свидетельствует о значительном межатомном взаимодействии алюминия и легирующего элемента.

Как показывают экспериментальные данные, интерметаллиды этой группы начинают формироваться уже в жидком состоянии [1]. По-видимому, этому предшествует возникновение кластеров, близких по своей структуре к перечисленным интерметаллидам.

Для элементов второй группы классификационной системы характерно образование интерметаллидов с невысокими твердостью и температурами плавления, что свидетельствует о более слабой степени межатомного взаимодействия алюминия, и легирующих элементов. Атомы элементов второй классификационной группы не склонны к образованию устойчивых связей с алюминием в жидком состоянии, что ведет к формированию интерметаллидных фаз в конечной стадии процесса кристаллизации.

Третья группа элементов классификационной модели по диаграммам состояния имеет широкие области твердых растворов, что обуславливает особенности формирования микронеоднородности в сплавах. Это свидетельствует о более слабом межатомном взаимодействии алюминия и легирующих элемен-

Табл. 2. Классификационная модель химической микронеоднородности двойных алюминиевых сплавов

Группа	Компоненты сплава	Коэффициент химической неоднородности	Первичные фазы	Вторичные фазы	$P^*, K$
I	Zr	$K \gg 1$	ZrAl <sub>3</sub>	—	1324
	Nb	То же	NbAl <sub>3</sub>	—	1324
	Mo	"	MoAl <sub>12</sub>	—	1324
	Ti	"	TiAl <sub>3</sub>	—	1324
	W	"	WAl <sub>12</sub>	—	1324
	Cr	"	CrAl <sub>7</sub>	—	1324
	Mn	"	MnAl <sub>6</sub>	—	1324
	Co	"	Co <sub>2</sub> Al <sub>9</sub>	—	1324
II	Cu	$K < 1$	Твердый раствор	CuAl <sub>2</sub>	986
	Ca	То же		CaAl <sub>4</sub>	986
	Ni	"		NiAl <sub>3</sub>	986
III	Ge	$K \approx 1$	Твердый раствор	Твердый раствор	721
	Ag	То же			721
	Zn	"			721
	Mg	"			721
IV	Sn	$K \ll 1$	—	Олово	546
	Cd	То же	—	Кадмий	546
	Bi	$K \ll 1$	—	Висмут	546

\* Характеристика межатомного взаимодействия, определяемая по средней температуре плавления фаз.

тов третьей классификационной группы по сравнению с элементами первой и второй групп.

Четвертая группа легирующих элементов по диаграммам состояния характеризуется широкими фазовыми областями с несмешивающимися компонентами. Это позволяет сделать вывод о самом минимальном межатомном взаимодействии атомов типа алюминий — легирующий элемент.

Таким образом, анализ температур плавления и значений твердости интерметаллидных фаз в системах алюминия показывает, что между коэффициентом химической микронеоднородности сплава и степенью межатомного взаимодействия его компонентов существует определенная взаимосвязь. Чем сильнее межатомное взаимодействие компонентов, тем больше коэффициент химической микронеоднородности в структуре сплава. Для каждой группы легирующих элементов классификационной модели характерны определенные вид химической неоднородности и степень межатомного взаимодействия компонентов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Романова А.В. Структура и свойства металлических расплавов // Металлы, электроны, решетка. – Киев, 1975.

УДК 621.715.046

Л.П. ДОЛГИЙ, Г.В. ДОВНАР, канд. техн. наук (БПИ),  
В.Г. ГОПИЕНКО, канд. техн. наук (ВАМИ)

### ПРИМЕНЕНИЕ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ЛИГАТУР ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Перспективным направлением использования быстроохлажденных лигатур в литейной технологии является введение их в расплав при неполном растворении. В этом случае растворяется лишь металлическая основа (эвтектика), и мелкие включения первичных фаз переходят в рабочий расплав практически без изменений.

Наибольшую трудность в технологии неполного растворения дисперсных частиц вызывает процесс разрушения прочной, инертной, термостойкой (температура плавления около  $2000^{\circ}\text{C}$ ) оболочки оксида алюминия, в которую заключены микрослитки быстроохлажденных лигатур (чешуйки, ленточки, порошки). Задача усложняется еще и тем, что температура процесса для большинства алюминиевых сплавов сравнительно невелика ( $620\text{--}660^{\circ}\text{C}$ ), так как находится в интервале ликвидус – солидус.

Предпринятые попытки введения дисперсных частиц в расплав с поверхности путем механического замешивания, а также небольшими порциями в период плавки не дали усвоения порошка более 20%. В связи с этим исследовалась возможность ввода быстроохлажденных лигатур в расплавы через флюсовую фазу. Флюсы подбирались исходя из следующих основных критериев: активность по отношению к оксиду алюминия, относительно невысокая температура плавления (до  $700^{\circ}\text{C}$ ) и высокая рафинирующая способность.

Исследовалась технология частичного растворения порошка САС-1-50 в силумине эвтектического состава (12% Si) для получения сплава Al – 18% Si и чешуек лигатуры Al – 10% Fe в соответствующем эвтектическом сплаве (1,8% Si) для получения сплава Al – 4,5% Fe.

Сплав САС-1-50 представляет порошок с частицами размером 1...50 мкм и имеет следующий химический состав: 25...30% Si, 5...7% Ni, остальное Al. Скорость охлаждения порошка –  $10^4$  °C/с. Средний размер первичных кристаллов кремния – 1...5 мкм.

Чешуйки сплава Al – 10% Fe получались закалкой из жидкого состояния методом заливки расплава на вращающийся медный диск-кристаллизатор. Расчетная скорость охлаждения –  $10^5$  °C/с. Первичных кристаллов алюминидов железа в структуре чешуек не было.

Экспериментально установлено, что наиболее полное усвоение порошка САС-1-50 в силумине при температуре  $620^{\circ}\text{C}$  происходит при использовании калия кремнефтористого. Для сравнения микроструктур параллельно гото-

вился сплав такого же химического состава (Al — 18 % Si) по традиционной технологии без микролегирования и с обработкой расплава 0,1 % красного фосфора.

Сравнение микроструктур показало, что наиболее мелкие включения первичного кремния наблюдаются в сплаве с добавкой фосфора. При легировании эвтектического сплава СИЛОО порошком САС-1-50 включения первичного кремния крупнее, чем у сплава, обработанного фосфором (20...25 мкм против 10...15 мкм). Это можно объяснить частичным растворением первичных кристаллов кремния, перешедших из порошка, и возможно его коагуляцией вследствие высоких значений коэффициента диффузии. Средний размер первичных кристаллов кремния в сплаве алюминия с 18 % кремния, полученном по традиционной технологии растворением кристаллического кремния марки Кр1 без модифицирования, — 120...140 мкм.

Первичная структура сплава алюминия — железо (4,5 % Fe), полученного растворением элементарного железа в алюминии, представляет иглообразные включения интерметаллидов  $FeAl_3$  длиной до 1100 мкм. При введении в расплав алюминий — железо (1,8 % Fe) чешуек сплава Al — 10%Fe при температуре 650 °С в рабочий сплав переходят алюминиды железа размером 10...30 мкм.

Таким образом, введение дисперсных быстроохлажденных лигатур совместно с флюсом в алюминиевые расплавы при температуре, отвечающей интервалу ликвидус — солидус для конечного сплава, позволяет получать традиционными методами заливки сплавы, характеризующиеся первичной структурой, незначительно отличающейся от структуры быстроохлажденных частиц. Предлагаемая технология наиболее предпочтительна для сплавов, не имеющих эффективных модификаторов первичных алюминидов.

УДК 621.745.5:669.71

А.М. ГАЛУШКО, канд. техн. наук, В.М. БЕСЕДИН,  
М.И. СТРИЖЕНКОВ, канд. техн. наук, И.И. ТОДРИК (БПИ)

## ВЛИЯНИЕ ЧИСТОТЫ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА СВОЙСТВА МЕДИСТЫХ СИЛУМИНОВ

В производстве алюминиевого литья доля вторичных сплавов достигает 40 %. Из лома и отходов изготавливаются практически все литейные сплавы системы алюминий — кремний — медь. Вторичные медистые силумины имеют низкие механические свойства, что обусловлено повышенной загрязненностью вторичных шихтовых материалов.

Исследовалось влияние внепечной обработки и чистоты шихтовых материалов на качество сплава АК5М4, включенного в ГОСТ 1583—73 (СТ СЭВ 2623—80), с перспективой замены им сплавов марок АК4М4, АК5М, АК6М7, АК5М2, АК5М7.

Оценка влияния обработки жидкого расплава на механические свойства сплава АК5М4 в состоянии поставки проводилась по следующим вариантам: 1 — без обработки; 2 — сплав обработан по принятой на многих заводах тех-

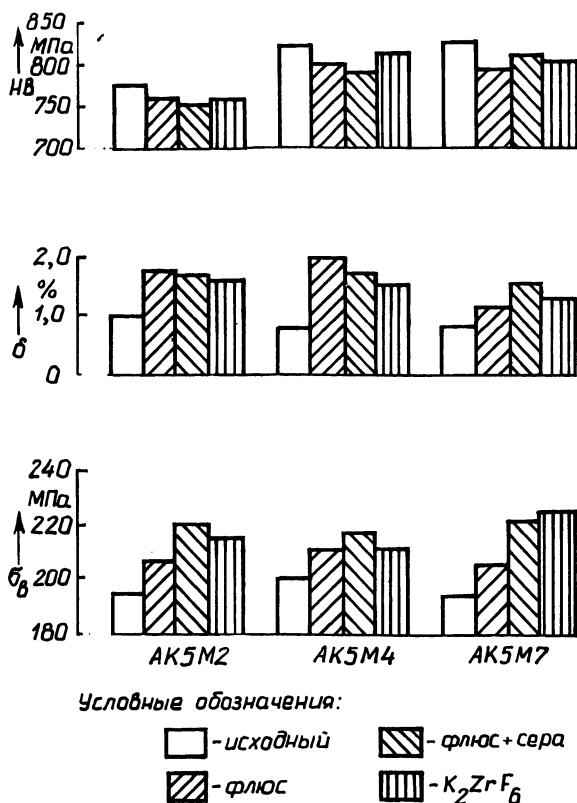


Рис. 1. Механические свойства медистых силуминов в литом состоянии

нологии 0,8...1 % универсального флюса; 3 — сплав обработан 0,8 % универсального флюса и 0,05 % серы; 4 — сплав обработан 0,2 % фторцирконата калия. Результаты этих исследований представлены на рис. 1.

Свойства сплава АК5М4 независимо от варианта обработки находятся на уровне свойств широко применяемых до настоящего времени силуминов АК5М2 и АК5М7. Внепечная обработка оказывает положительное влияние на механические свойства силуминов. Разница в значениях для каждого сплава сугубо индивидуальна, однако в целом наилучший комплекс свойств наблюдается при обработке флюсом и серой (вариант 3). В этом случае происходит модифицирование натрием эвтектического кремния, образованного при термической диссоциации универсального флюса, изменение формы железосодержащих фаз за счет серы и двойное рафинирование с помощью флюса и паров серы.

В связи с тем что сплав АК5М7 используется для изготовления поршней и головок цилиндров, представляют интерес сравнительные данные по жаропрочности сплавов АК5М7 и АК5М4. Критерием оценки жаропрочности сплавов являлась продолжительность действия нагрузки (50 МПа) до разрушения

Табл. 1. Жаропрочность вторичных алюминиевых сплавов АК5М7, АК5М4

Сплав	Обработка расплава	Время до разрушения, ч	Относительное удлинение, %
АК5М7	—	25...41	4,75
	0,8 % флюса	40...63	5,9
АК5М4	—	43...151	4,85
	0,8 % флюса	53...156	6,33
	0,8 % флюса + 0,05 % S	61...161	5,3
	0,2 % K <sub>2</sub> ZrF <sub>6</sub>	67...218	4,9

Табл. 2. Механические свойства медистых силуминов типа АК5М4

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ, МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ, МПа
	Без обработки			Обработка 0,8 % универсального флюса		
1	191	4,8	690	223,5	6,5	670
2	232,5	2,2	850	242,5	3,3	840
3	198	1,7	965	238	2,5	905
4	194	0,8	950	210	2	900

на образец, который выдерживался в печи при температуре 300 °С. Результаты сравнительных испытаний представлены в табл. 1.

Как видно, сплав АК5М4 превосходит сплав АК5М7 по показателю жаропрочности.

Для определения влияния качества исходных шихтовых материалов на свойства сплава АК5М4 исследовались четыре состава: 1 — 4,8 % Si, 3,8 % Cu; 2 — 4,8 % Si, 3,8 % Cu, легирующие Mg, Mn, Ti в объемах, соответствующих требованиям ГОСТ 1583—73 (СТ СЭВ 2623—80); 3 — 4,8 % Si, 3,8 % Cu, Mg, Mn, Ti и примеси Fe, Ni, Zn, Pb, Sn; 4 — чушковый вторичный сплав в состоянии поставки.

Механические свойства исследуемых составов показаны в табл. 2.

Введение в исходный силумин легирующих присадок и металлических примесей способствует резкому снижению пластичности. Однако, если в случае легирования сплава увеличивается его прочность, насыщение исходного сплава примесями сопровождается общим ухудшением механических свойств. Подобная зависимость характерна для обоих вариантов приготовления жидкого металла. Следует отметить также различие в свойствах сплавов 3 и 4, которые имеют практически одинаковый химический состав.

Таким образом, результаты проведенных опытов позволяют сделать вывод, что новый сплав АК5М4 по механическим свойствам не уступает широко распространенным медистым силуминам. Его качество может быть значительно повышено путем глубокого рафинирования расплава от неметаллических включений и газов и компенсации отрицательного влияния интерметаллидов.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Mn-Al-C

В последнее время в зарубежных изданиях появляется все больше сообщений об исследованиях сплавов системы Fe-Mn-Al-C. Хотелось бы привлечь к ним внимание наших исследователей, так как сплавам этой системы принадлежит будущее. Они в некоторых случаях могут в полной мере заменить хромоникелевые стали, а иногда даже превзойти их и в то же время имеют низкую стоимость за счет отсутствия в их составе никеля и хрома.

Сплавы этой системы, обладая низкой плотностью, могут найти применение в авиа- и автомобилестроении в качестве высокопрочного конструкционного материала; как жаростойкие материалы в качестве арматуры термических печей; в агрессивных средах в качестве коррозионно-стойкого материала; как материал, обладающий высокой прочностью и достаточно высокой пластичностью при криогенных температурах.

Анализируя публикации по разработке сплавов системы Fe-Mn-Al-C и исследованию их свойств, можно сделать вывод, что выбор химического состава сплавов для различных применений ведется интуитивно или полагаясь на разрез тройной системы Fe-Mn-Al. При введении углерода в тройную систему не только смещаются линии существующих превращений, но и появляются новые превращения. Следовательно, для научно обоснованного выбора составов сплавов и назначения термообработки необходимы диаграммы состояния четверной системы Fe-Mn-Al-C. Данная работа посвящена построению разрезов этой системы. Исследовались сплавы с фиксированным содержанием алюминия (8 %) и марганца (20 и 25 %) с изменением содержания углерода от 0,4 до 1,4 %. Химический состав сплавов приведен в табл. 1.

В качестве шихтовых материалов использовались армко-железо марки 10895 (99,9 %), алюминий А-995 (99,995 %), марганец электролитический МР00 (99,85 %) и синтетический чугуи (науглероженное армко-железо).

Плавки производились в высокочастотной печи типа ИСВ в тиглях из  $Al_2O_3$  под нейтральной (аргон) атмосферой. Сплавы развесом 0,5 кг залива-

Табл. 1. Химический состав исследуемых сплавов

Номер плавки	Содержание элементов, % (по массе)				Номер плавки	Содержание элементов, % (по массе)			
	C	Al	Mn	Fe		C	Al	Mn	Fe
1	0,4	8	20	Ост.	9	0,4	8	25	Ост.
2	0,5	8	20	То же	10	0,5	8	25	То же
3	0,6	8	20	"	11	0,6	8	25	"
4	0,7	8	20	"	12	0,7	8	25	"
5	0,8	8	20	"	13	0,8	8	25	"
6	1	8	20	"	14	1	8	25	"
7	1,2	8	20	"	15	1,2	8	25	"
8	1,4	8	20	"	16	1,4	8	25	"



лись в металлический подогретый кокиль. Затем отливки проковывались в прутки  $\varnothing$  12 мм, из которых изготавливались образцы для дальнейших исследований.

Для построения диаграммы состояния использовался структурно-закалочный метод. Образцы были вакуумированы в кварцевых ампулах и выдержаны перед закалкой при температурах 1400, 1275, 1150, 1025 и 900 К в течение соответственно 15, 30, 65, 100 и 250 ч. Ампулы, образцы в которых закаливались с более низких температур, проходили все стадии нагрева при высоких температурах с сокращением времени выдержки до 3...4 ч.

Идентификация фаз производилась при помощи микро- и рентгеноструктурного анализа, а также анализа твердости и микротвердости. Рентгеноструктурный анализ и замер микротвердости производились выборочно для уточнения фаз.

Преобразования в исследуемых сплавах изучались в интервале температур 1400...900 К (1122...622 °С).

Рассмотрим разрез Fe – 20 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C.

В сплавах, содержащих 0,4...0,5 % C, при 1400 К образуется двухфазная структура  $\alpha + \gamma$ . Причем с понижением температуры содержание  $\alpha$ -фазы увеличивается, а с повышением концентрации углерода – уменьшается. Такая структура сохраняется до 1025 К, ниже этой температуры начинает выделяться железоалюминиевый карбид  $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ , и сплавы при 900 К становятся трехфазными:  $\alpha + \gamma + k$ . Карбид образуется в пределах ферритного зерна в контакте с аустенитом, т. е. для этого необходим алюминий, который в избытке находится в феррите, и углерод, наибольшее содержание которого имеет место в аустените. Ниже 1025 К начинается эвтектоидный распад аустенита.

При введении в сплавы 0,6 % C и более они приобретают при 1400 К однофазную аустенитную структуру. В сплавах с 0,6 и 0,7 % C эта структура сохраняется до 1275 К, а ниже начинает выделяться феррит. Структура  $\alpha + \gamma$  сохраняется до 1025 К, ниже этой температуры, как и в предыдущих двух сплавах, выделяется  $k$ -фаза, и сплавы становятся трехфазными:  $\alpha + \gamma + k$ . Причем содержание  $k$ -фазы с повышением концентрации марганца увеличивается.

Сплавы с 0,8 и 1 % C – гомогенные аустенитные от 1400 до 1150 К, а с понижением температуры до 1025 К приобретают трехфазную структуру:  $\alpha + \gamma + k$ . Но если в сплаве с 0,8 % C ниже 1150 К предварительно выделяется феррит, то в сплавах с 1 % C ниже этой температуры сначала выделяется железоалюминиевый карбид и только затем происходит эвтектоидный распад аустенита. Таким образом, точка эвтектоидного распада аустенита находится между двумя этими составами.

При увеличении содержания углерода до 1,2 ... 1,4 % сплавы имеют аустенитную структуру только при 1400...1275 К, ниже этого температурного интервала из  $\gamma$ -твердого раствора начинает выделяться  $k$ -фаза, и они приобретают двухфазную структуру:  $\gamma + k$ . В сплавах с 1,2 % C в основном по границам аустенита выделяются крупные зерна  $k$ -фазы, а с повышением содержания углерода до 1,4 % увеличивается содержание  $k$ -фазы по границам и начинается ее выделение по зерну. Ниже 1150 К начинается эвтектоидный распад аустенита, и при 1025...900 К сплавы имеют трехфазную структуру:  $\alpha + \gamma + k$ . Распад начинается на границах зерен, а в поле аустенита выпадает  $k$ -фаза в дисперсном виде. Содержание распавшегося аустенита с понижением температуры уве-

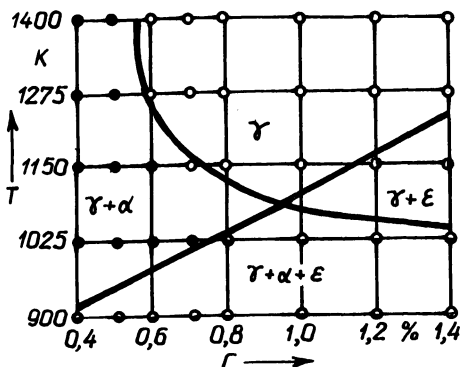


Рис. 1. Политермический разрез Fe – 20 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C

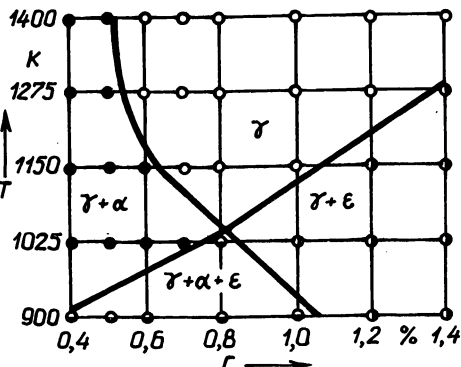


Рис. 2. Политермический разрез Fe – 25 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C

личивается и уменьшается с повышением концентрации углерода. С понижением температуры также возрастает дисперсность выделений  $k$ -фазы в аустените.

По результатам микроструктурного анализа построен политермический разрез. Он состоит из четырех фазовых областей:  $\gamma$ ;  $\alpha + \gamma$ ,  $\gamma + k$  и  $\alpha + \gamma + k$  (рис. 1).

Рассмотрим разрез Fe – 25 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C.

С увеличением концентрации в сплавах марганца до 25 % характер структурных превращений с изменением температуры сохраняется и поэтому политермический разрез меняется незначительно. В нем остаются те же фазовые области:  $\gamma$ ,  $\alpha + \gamma$ ,  $\gamma + k$  и  $\alpha + \gamma + k$  (рис. 2).

В данном разрезе линия выделения  $\alpha$ -фазы смещается в сторону с меньшим содержанием углерода, несколько повышается температура выделения железоалюминиевого карбида при содержании углерода от 0,8 до 1,4 %, а точка эвтектоидного распада аустенита смещается в сторону с меньшим содержанием углерода и пониженных температур. При этом как следствие увеличиваются области  $\gamma$  и  $\gamma + k$  за счет сокращения областей  $\alpha + \gamma$  и  $\alpha + \gamma + k$ .

УДК 621.762:621.785

Ю.В. ТУРОВ, Н.П. ГРЕБНЕВ, кандидаты техн. наук (НИИПМ),  
И.Л. КОЗЛОВСКИЙ, канд. техн. наук (БПИ),  
А.Л. ТЕРЕХОВ (НИИПМ)

### ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ МАРГАНЦЕМ ПОРОШКОВЫХ ЖЕЛЕЗОГРАФИТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Исследована возможность интенсификации процесса поверхностного легирования марганцем порошковых железографитовых материалов путем оптимизации состава порошковой насыщающей среды.

Объектом исследования служили порошковые материалы на основе железа с долей графита 0,5; 1; 1,5 % (по массе). Исходными материалами при

изготовлении исследуемых образцов являлись порошок железа марки ПЖЗМ (ГОСТ 9849–86); карандашный графит марки ГК-1 (ГОСТ 4404–78). Образцы получали путем приготовления шихты исходных компонентов и прессования смеси порошков при давлении 700 МПа. Пористость образцов после прессования – 18 %.

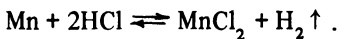
В качестве среды для поверхностного легирования железографитовых материалов марганцем использовали состав на основе ферромарганца. Его применение вместо химически чистого марганца в порошковых насыщающих средах предпочтительнее как с технологической, так и с экономической точек зрения. Кроме того, марганец обладает высоким сродством к кислороду и образует с ним ряд оксидов:  $MnO$ ,  $Mn_3O_4$ ,  $Mn_2O_3$ ,  $MnO_2$ ,  $MnO_3$ . Оксиды  $Mn_3O_4$  и  $MnO$  очень устойчивы, и восстановление их затруднено. В качестве источника насыщающего элемента использовали ферромарганец марки ФМн 75 (ГОСТ 4755–80) с содержанием марганца 75 %. Активаторами процесса насыщения служили хлористый аммоний  $NH_4Cl$  и перманганат калия  $KMnO_4$ , инертным наполнителем состава – оксид алюминия  $Al_2O_3$ . Насыщающую смесь для марганцирования приготавливали при следующих соотношениях компонентов, %: ФМн 75 – 20, 40, 60, 80;  $NH_4Cl$  – 1;  $KMnO_4$  – 0,5; 1; 1,5; 2;  $Al_2O_3$  – остальное.

Прессовки из материалов ЖГр0,5, ЖГр1,0 и ЖГр1,5 упаковывали в контейнер и засыпали смесью порошков для марганцирования. Герметизацию контейнера осуществляли плавким затвором из борного ангидрида. Насыщение проводили при температуре 1100 °С в течение 4 ч.

Механизм образования насыщающих атомов марганца можно представить следующим образом. Хлористый аммоний, присутствующий в смеси для марганцирования, при 338 °С начинает разлагаться:



Хлорсодержащий газ (пары соляной кислоты) при продувании контейнера с порошковым ферромарганцем образует газообразный хлорид марганца:



Хлорид марганца, обтекая обрабатываемые детали при температуре насыщения, взаимодействует с их поверхностями:



В данных условиях происходит адсорбция марганца из газовой фазы поверхностью деталей и диффузия его в глубь материала.

Оптимальное содержание ферромарганца в смеси для насыщения порошковых материалов на основе железа с 0,5; 1; 1,5 % графита составляет 40 %, что обеспечивает максимальную толщину диффузионных слоев (табл. 1). С повышением содержания графита в обрабатываемых материалах увеличивается толщина диффузионных слоев. Содержание ферромарганца в смеси выше оптимального вследствие достижения уровня насыщения не приводит к существенной интенсификации процесса насыщения.

Характер распределения марганца по толщине слоев не зависит от содержания графита в шихте. Однако его концентрация в слоях, при прочих равных условиях насыщения, определяется содержанием углерода в материале: кон-

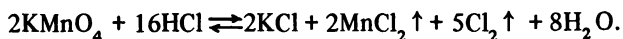
Табл. 1. Толщина (мкм) марганцированных диффузионных слоев порошковых железографитовых материалов в зависимости от содержания марганца в насыщающей смеси

Материал	Содержание ФМн 75, % (по массе)					Содержание $\text{KMnO}_4$ , % (по массе)			
	20	30	40	60	80	0,5	1,0	1,5	2,0
ЖГр0,5	40	180	370	380	385	380	445	450	450
ЖГр1,0	50	220	450	455	455	430	510	520	520
ЖГр1,5	60	300	500	510	510	550	590	600	600

центрация марганца на поверхности изделия из ЖГр0,5 составляет 25 %, из ЖГр1,0 – 30, из ЖГр1,5 – 20 %. Распределение микротвердости по толщине диффузионных слоев зависит от концентрации марганца. Так, например, некоторое снижение микротвердости материала ЖГр1 ниже уровня твердости основы материала (расстояние от поверхности примерно 200 мкм) связано, по-видимому, с образованием переходного слоя за счет перераспределения углерода. Последующее повышение микротвердости по толщине слоя (выше уровня твердости основы материала) происходит за счет легирования марганцем перлитно-ферритной основы материала.

С целью интенсификации процесса марганцирования в насыщающую смесь, содержащую 40 % ФМн 75, 1 %  $\text{NH}_4\text{Cl}$  и 59 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , дополнительно вводили перманганат калия. Введение 1,5 %  $\text{KMnO}_4$  в насыщающую смесь обеспечивает в зависимости от содержания в порошковых сталях углерода увеличение толщины диффузионных слоев в 1,2–1,5 раза. Дальнейший рост содержания  $\text{KMnO}_4$  в насыщающей смеси не приводит к существенному изменению толщины диффузионных слоев (табл. 1).

Химизм процесса насыщения в смеси с добавками  $\text{KMnO}_4$  заключается в следующем. Пары соляной кислоты, образующиеся в результате разложения хлористого аммония (1), взаимодействуют с перманганатом калия:



Далее происходит процесс взаимодействия хлорида марганца с поверхностями деталей по реакции (2).

Следовательно, добавка  $\text{KMnO}_4$  в насыщающую смесь приводит к повышению мощности диффузионного источника по марганцу и как следствие толщины легированного слоя.

Полученный на поверхности изделия слой марганцовистого аустенита обладает склонностью к упрочнению при холодном деформировании. Упрочнение может достигаться обкаткой, дробеструйной обработкой, калиброванием или непосредственно в процессе эксплуатации деталей. В технологии изготовления порошковых деталей предпочтительнее применять калибрование. Преимущества поверхностного легирования марганцем с последующим калиброванием порошковых заготовок (по сравнению с другими видами химико-термической и термической обработки) заключаются в том, что насыщение

марганцем исходя из температурного режима можно совмещать с операцией спекания. Появляющиеся при этом изменения размеров порошковых деталей в случае их усадки, роста или коробления устраняются калиброванием. Поверхностная твердость марганцированных деталей из порошковых сталей после калибрования составляет около 500...600 HV. В зависимости от условий работы изделия она может повышаться в процессе эксплуатации. Марганцирование порошковых углеродистых сталей позволяет снизить пористость в приповерхностном слое изделий в 2—3 раза.

Таким образом, исследованный состав для марганцирования обеспечивает при обработке порошковых сталей их повышенную насыщающую способность. Преимущество поверхностного легирования марганцем (по сравнению с другими видами насыщения) заключается в том, что этот процесс можно совмещать со спеканием. Последующее калибрование придает порошковым деталям необходимую точность и износостойкость.

## ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.743

Д.М. КУКУЙ, д-р техн. наук, А.Е. ИОДО,  
В.Ф. ОДИНОЧКО, канд. техн. наук, И.И. БОЛМАТЕНКОВА (БПИ)

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ С ЦЕЛЬЮ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СИЛИКАТНЫХ СВЯЗУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Одним из наиболее эффективных способов устранения недостатков, присущих жидкостекольным смесям (плохая выбиваемость, повышенная хрупкость, пригар и т.д.), является изменение структурного строения связующего и его физико-химических свойств. Так, например, создание в силикатной матрице фрагментарных пространственных сеток органического полимера приводит к ряду явлений, способствующих повышению прочности и эластичности смеси (образование более мелкозернистой структуры и релаксация внутренних напряжений, возникающих в процессе отверждения вяжущей композиции, а также ее армирование полимерной сетчатой структурой и др.). При заливке металла в форму в результате деструкции органического полимера и образования сетки коксозольных остатков, препятствующей спеканию силиката, облегчается выбиваемость смесей, прокаливаемых до 800...850 °С. Кроме того, за счет повышения прочностных свойств имеется возможность сократить содержание связующего в смеси, что также способствует как улучшению ее выбиваемости, так и снижению пригара.

Вместе с тем создание силикатной системы, пронизанной взаимодействующими с ней фрагментарными трехмерными структурами инородного полимера, с помощью традиционных химических методов на практике трудно осуществимо. Это связано с тем, что кремнекислородные анионные комплексы связующего имеют значительный заряд и в результате сильного взаимодействия с катионами натрия сравнительно небольшую степень диссоциации, следствием чего является отсутствие свободных химических связей, с помощью которых модификатор мог бы встроиться в структуру жидкого стекла. Был осуществлен поиск различных физических воздействий, обеспечивающих возможность взаимодействия функциональных групп модификатора с кремнекислородными комплексами связующего. Для того чтобы подобные взаимодействия реализовались за счет водородных связей, необходимо хотя бы частично освободить поверхность кремнекислородных анионов от стабилизирующих ионов натрия, а еще лучше получить свободные O—Si и Si—O-радикалы. Кроме того, физическое воздействие должно способствовать интенсификации растворения полимера в жидком стекле, так как большинство используемых полимерных

модификатором очень плохо растворяется в нем. И наконец, для того чтобы создать проникающие надмолекулярные пространственные сетки полимера в объеме связующего, необходимо перевести конформацию макромолекулы из глобулярной в фибриллярную.

На основании приведенного теоретического анализа и экспериментальных исследований было установлено, что под действием переменного электрического поля вследствие миграции протонов вдоль водородных связей, соединяющих функциональные группы, которые находятся в объеме или на поверхности молекулярного клубка, происходит сильная поляризация макромолекулы. Это наряду со значительно возрастающей в электрическом поле степенью гидролиза и электрической диссоциацией ионогенных функциональных групп также способствует увеличению заряда цепи макромолекулы и усилению взаимоотталкивания протонизированных групп. В результате происходит раскручивание молекулярных клубков из глобулярной в фибриллярную конформацию, сопровождающееся высвобождением активированных вследствие повышения степени диссоциации новых функциональных групп. Ориентирование поляризованных и раскрученных полимерных цепочек вдоль силовых линий внешнего электрического поля создает условия для образования межмолекулярных водородных связей. Подобные связи будут образовываться тем интенсивнее, чем больше свободных диссоциированных функциональных групп, способных к донорно-акцепторному взаимодействию друг с другом.

Таким образом, использование энергии электрического поля позволяет посредством образования надмолекулярных ассоциатов создавать фрагментарные сетчатые структуры в матрице силикатного связующего. Однако вследствие недостаточного воздействия поля на коллоидные частицы жидкого стекла полимерные сетки не имеют возможности образовывать устойчивые связи, и через определенное время после обработки происходит высаливание модификатора. Вместе с тем использование жидкого стекла сразу после модифицирования позволяет несколько повысить прочность смеси и облегчить ее выбиваемость.

Было решено использовать импульсный электрический разряд, сопровождающийся, с одной стороны, электрическими и магнитными полями большой напряженности, с другой — мощной ударной волной, кавитационными излучениями и высокоскоростными гидротоками жидкости. На основании проведенного электронноскопического ИК и ДТА анализов, а также определения физико-химических свойств связующего было установлено, что в результате электрогидравлической обработки происходит дробление кремнекислородных анионов, сопровождающееся появлением активных  $O-Si$  и  $Si-O$ -радикалов. Последние взаимодействуют со структурными сетками модификатора, полученными в результате воздействия электрических и магнитных полей, сопровождающих разряд. Также было исследовано влияние ультразвуковой обработки на процесс модифицирования жидкого стекла. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что в данном случае происходят аналогичные процессы активации кремнекислородной части связующего и в меньшей степени процессы раскручивания полимерных клубков.

На основании проведенных исследований разработан технологический процесс модифицирования жидкого стекла, внедрение которого осуществляется на Минском заводе автоматических линий.

### КОМПЛЕКС ДЛЯ ГИДРАВЛИЧЕСКОЙ РЕГЕНЕРАЦИИ ФОРМОВОЧНОГО ПЕСКА ГОМЕЛЬСКОГО ЗАВОДА "ЦЕНТРОЛИТ"

Комплекс технологического оборудования, предназначенный для гидравлической регенерации формовочных песков из отработанных жидкостекольных смесей литейного производства, состоит из блока I для обработки сухих отвальных смесей и блока II для обработки водно-песчаной пульпы. Части комплекса работают взаимосвязанно. Его принципиальная схема представлена на рис. 1.

Блок I состоит из приемного бункера 2 со шнековым дозатором 3, распределителя 4 для приготовления водно-песчаной пульпы, оттирочных машин 6, лопастной мешалки 5 ( $V = 6 \text{ м}^3$ ), разрядной камеры 7, приемной лопастной мешалки 8 ( $V = 6 \text{ м}^3$ ), пескового насоса 9\* марки ПР-63/22,5-СП. Блок II включает следующие основные узлы: мешалки 9 для ультразвуковой обработки водно-песчаной пульпы (4 шт.), конические классификаторы 11 ККП-2,4 (8 шт.), спиральные классификаторы 12 КС1-20 x 60 (2 шт.), вакуум-фильтр 13.

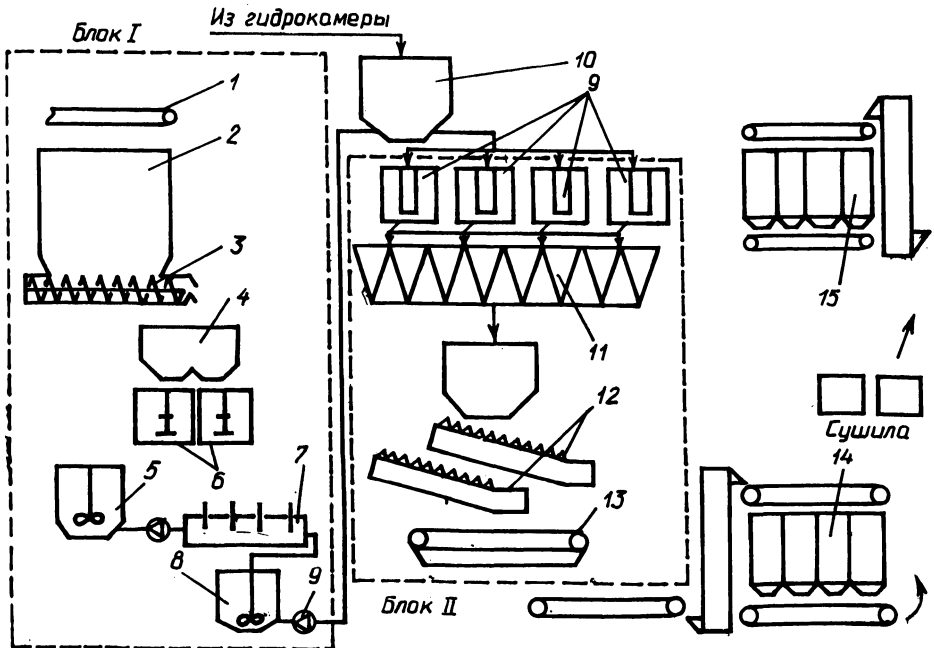


Рис. 1. Принципиальная схема комплекса для гидравлической регенерации формовочного песка



Работа блоков осуществляется как в ручном, так и в автоматическом режимах.

Технологический процесс регенерации формовочных смесей заключается в следующем. После выбивки на инерционной решетке, размола и магнитной сепарации отработанная формовочная жидкостекольная смесь по ленточному транспортеру 1 поступает в бункер 2. Из бункера шнековым питателем 3 смесь подается в распределитель 4, где подготавливается к мокрой оттирке в оттирочных машинах 6. Затем полученная пульпа поступает в мешалку 5, где происходит ее отмывка оборотной водой. Отмытая смесь направляется в разрядную камеру 7, предназначенную для дальнейшего отделения пленок связующего с кварцевой основы песка и дробления неразмолотых конгломератов смеси. Пульпа из камеры поступает для вторичной отмывки в мешалку 8, а затем насосом 9 подается в приемный бункер 10, который служит для накопления водно-песчаной пульпы из блока 1 и гидрокамеры и дозировки ее на ультразвуковые мешалки 9 второго блока. На выходе из мешалок 9 пульпа поступает на отмывку в конические 11 и спиральные 12 классификаторы, из которых отмытый регенерат направляется на ленточный вакуум-фильтр 13.

Полученный в результате описанного выше процесса регенерат влажностью 6...8 % поступает в накопительные бункера 14, из которых направляется на сушку. Сухой регенерат складывается в бункерах 15.

Для проведения лабораторных испытаний в Белорусском политехническом институте была создана установка, моделирующая описанный комплекс. Исследования процесса регенерации формовочного песка из отработанных холоднотвердеющих жидкостекольных смесей Гомельского завода "Центролит" (состав: песок 100 %, пропиленкарбонат 0,3...0,4 %, жидкое стекло ( $m = 1,4...2,2$ ) 3...4 %) показали, что полученным регенератом можно заменить свежий песок на 70...80 % (по массе).

Таким образом, применение регенерата в составе жидкостекольной смеси позволит значительно сократить потребление песка, снизить транспортные и производственные расходы. При этом качество смесей будет находиться на высоком уровне.

УДК 621.742.4(088.8)

П.П. КОВАЛЕВ, А.М. ДМИТРОВИЧ, канд. техн. наук (БПИ)

### РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ДОБАВОК В ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЯХ

Введение противопригарных добавок в песчано-глинистые формовочные смеси является одним из основных путей улучшения качества поверхности отливок, получаемых в формах по-сырому. Как известно, пригарообразование в этих формовочных смесях происходит за счет взаимодействия расплава с глинистой составляющей. Следовательно, для рационального использования противопригарных добавок необходимо их равномерное распределение в глинистом связующем. Однако это распределение в существенной степени зависит от следующих факторов: совершенства смешивающего агрегата; продолжи-

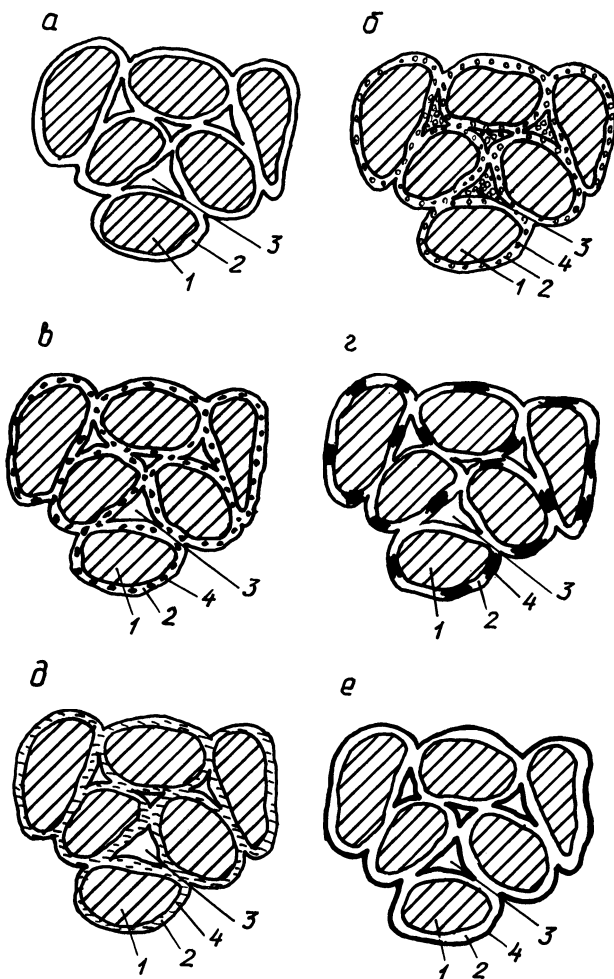


Рис. 1. Схема распределения твердых и жидких противопригарных добавок при различном их вводе в песчано-глинистую формовочную смесь

тельности перемешивания; порядка ввода компонентов; природы и агрегатного состояния противопригарных добавок.

При отсутствии противопригарных добавок песчано-глинистая формовочная смесь имеет структуру, представленную на рис. 1, а, в которой, как правило, кварцевые зерна 1 связаны пастообразным глинистым связующим 2. В идеальном случае при качественном приготовлении формовочной смеси пастообразное глинистое связующее в виде пленки равномерно распределено по поверхности зерен, между которыми в структуре имеются поры 3. Если порошкообразные противопригарные добавки, например гранулированный каменный уголь, вводить непосредственно в смешивающие бегуны, имеет место структура, представленная на рис. 1, б. Порошкообразная противопригарная

добавка 4 заполняет поры смеси и внедряется в глинистую пасту. При ее введении через глинисто-угольную суспензию имеет место более равномерное распределение по глинистой оболочке (рис. 1, в).

Характер рассредоточения жидких противопригарных добавок более существенно зависит от их природы и порядка ввода. Особенно существенно это для жидких гидрофобных добавок. Так, если гидрофобизатор ГФК-1 подается непосредственно в смешивающие бегуны, добавка пятнообразно распределяется на глинистых оболочках (рис. 1, з). В этом случае она работает малоэффективно. При подаче жидкой гидрофобной добавки в высоковязкую глинистую суспензию ее диспергированные частицы находятся внутри глинистых оболочек (рис. 1, д). Достигается равномерное распределение противопригарной добавки, однако, как правило, внутри глинистых пастообразных оболочек. Наибольший коэффициент полезного действия жидкой противопригарной добавки наблюдается при предварительном ее эмульгировании перед подачей в суспензию (рис. 1, е). При этом противопригарная добавка равномерно покрывает глинистую оболочку, поэтому для предотвращения пригораемости смеси ее требуется в меньшем объеме, чем при вводе в бегуны или при диспергировании в глинистой суспензии.

Распределение гидрофилитных жидких противопригарных добавок при вводе их в глинистую суспензию происходит также по схеме, представленной на рис. 1, е. Следовательно, применение жидких гидрофобных противопригарных добавок в виде эмульсии или суспензии является наиболее перспективным для приготовления формовочных смесей.

УДК 621.74:621.7.016.2

Л.Р. ДУДЕЦКАЯ, канд. техн. наук,  
А.И. ПОКРОВСКИЙ (ФТИ)

## ВЫБОР ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СПОСОБА ЛИТЬЯ ЧУГУННЫХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

В последнее время расширяются исследования чугунов, подвергаемых горячей пластической деформации. Опробованы различные способы формообразования таких малопластичных материалов, из которых наиболее эффективно горячее прессование [1]. В определенных температурно-силовых интервалах деформированию могут подвергаться чугуны многих классов. При этом свойства деформированных изделий значительно повышаются, что позволяет увеличивать срок их эксплуатации, а также снизить массу за счет уменьшения сечений.

Вместе с тем остается актуальной проблема исследования исходной структуры и свойств чугунов, поскольку они влияют на деформируемость готового изделия и во многом определяют его свойства.

Объектом исследования была заготовка для получения толкателя клапана двигателя внутреннего сгорания трактора МТЗ-80. Технология его изготовле-

ния предусматривала выплавку и механическую обработку заготовки диаметром 34 мм и высотой 18 мм, горячее гидродинамическое выдавливание [2].

Условия выплавки и состав чугуна для заготовки должны были обеспечить выполнение следующих требований: отсутствие внутренних и наружных дефектов; однородность структуры по сечению; удовлетворительная деформируемость; твердость не ниже 55 HRC<sub>3</sub> и высокая износостойкость. При этом необходимо было учитывать возможность частичного распада карбидной фазы в процессе деформирования.

Опробовались следующие способы литья заготовок: в сырые песчано-глинистые формы, в стержни из быстротвердеющей смеси, непрерывное литье. В первом случае в теле заготовки обнаружены поры и раковины, которые при деформировании вскрываются. Непрерывное литье обеспечивает получение плотной бездефектной заготовки с хорошей поверхностью, но с неоднородной структурой из-за различной скорости охлаждения по сечению. При литье в стержни получены бездефектные заготовки с однородной структурой, наиболее полно удовлетворяющие поставленным требованиям.

Выплавлялись доэвтектические низколегированные чугуны с углеродным эквивалентом  $C_e = 3,9...4\%$  различных классов: серый, высокопрочный, половинчатый. Плавка проводилась в индукционной печи вместимостью 150 кг по известной технологии. Чугун заливался в стержни из быстротвердеющей смеси. Химический состав опытных плавок чугунов приведен в табл. 1.

С целью перлитизации структуры в большинство сплавов вводили марганец. Легирование никелем обеспечивало предотвращение закалочных трещин. Введение в чугуны хрома или ванадия способствовало образованию при кристаллизации карбидной фазы. Сплав № 9 модифицировали магниевой лигатурой для получения графита шаровидной формы и повышения его пластичности. Оценка структуры чугунов приведена в табл. 2.

Для оценки однородности структуры сплава определялось содержание графита по сечению отливки на установке "Омнимет" со сканированием через 1 мм. Результаты, приведенные на рис. 1, а, показывают, что разброс его значений не превышает 1...2%, т. е. структура полученных отливок однородна по сечению.

Табл. 1. Химический состав чугунов опытных плавок, %

Номер сплава	C	Si	Mn	Cr	Ni	Sb	B	Zr	V	Cu	Mg
1	3,4	1,6	0,6	—	0,5	—	—	—	—	—	—
2	3,4	1,6	1,2	—	0,5	—	—	—	—	—	—
3	3,4	1,6	1,2	0,7	0,5	—	—	—	—	—	—
4	3,4	1,6	1,2	0,7	0,5	0,17	—	—	—	—	—
5	3,4	1,6	1,2	0,7	0,5	—	—	0,2	—	—	—
6	3,4	1,6	1,2	0,7	0,5	—	0,05	—	—	—	—
7	3,4	1,6	1,2	0,7	0,5	—	0,05	0,2	—	—	—
8	3,4	1,9	1,2	0,7	0,5	—	0,001	0,2	0,4	—	—
9	3,5	1,9	0,6	—	0,7	—	0,002	—	0,6	1,2	0,06

Примечание. Содержание серы — до 0,02%, фосфора — до 0,06%.

Табл. 2. Структура и твердость исследуемых сплавов

Номер сплава	Графит				Цементит	Металлическая основа		Твердость HRC <sub>3</sub>	
	Г <sub>ф</sub>	Г <sub>раз</sub>	Г <sub>р</sub>	Г		П	П <sub>д</sub>	Литое состояние	Закалка с 950 °С
1	2	180	9	12	—	6	0,5	4	45
2	2	90	9	10	—	45	0,3	10	45
3	2	45	9	10	Ц4	96	0,3	24	48
4	2	45	9	10	Ц4	96	0,3	33	50
5	2	45	9	10	Ц4	96	0,3	20	48
6	2	45	9	6	Ц10	96	0,3	27	58
7	2	45	9	6	Ц10	96	0,3	33	55
8	2	45	9	12	Ц4	96	0,3	25	55
9	13	45	—	10	Ц2	85	0,3	29	60

ДюрOMETрический анализ чугунов в литом состоянии и после закалки с 950 °С показал, что наибольший прирост твердости (более 35 HRC<sub>3</sub>) получен у серых чугунов № 1 и 2, однако абсолютные значения достигнутой при закалке твердости (45 HRC<sub>3</sub>) невелики. У чугунов, имеющих в структуре ледебуритную эвтектику, твердость повышается на 20...30 HRC<sub>3</sub>. Максимальная твердость получена у сплавов, легированных бором и цирконием. Высокой твердостью после закалки отличается также чугун с шаровидным графитом, легированный ванадием, медью и бором.

Таким образом, с точки зрения обеспечения максимальной твердости после закалки наилучшими оказались чугуны № 6 и 7 с добавками бора и циркония, а также легированный высокопрочный чугун № 9.

Результаты количественной оценки структуры сплава приведены на рис. 1, б. Наибольшее содержание графита (около 12...15 %) имеет место в чугунах первой группы, цементит в них отсутствует. У половинчатых чугунов с увеличением степени легирования карбидообразующими элементами содержание графита уменьшается с 10 до 6 %, в то же время содержание цементита возрастает с 3 до 6 %.

Результаты испытаний на износостойкость (рис. 1, в) показывают, что введение в состав чугуна 1,2 % марганца (сплавка № 2) способствует повышению износостойкости сплава в 1,5 раза, а легирование 0,7 % хрома повышает износостойкость еще на 10...20 % за счет образования ледебуритной эвтектики. Наилучшей износостойкостью обладают сплавы № 4—7. По возрастанию влияния на износостойкость микродобавки можно расположить следующим образом: Sb, В, Zr.

Способность чугунов к пластическому формообразованию оценивали по максимальной степени деформации при испытаниях на осадку (ГОСТ 8817—82), поскольку характер нагружения при этом близок к применяемому в реальном процессе выдавливания. Из рис. 1, г видно, что с увеличением степени легирования прочность чугуна растет, а пластичность падает. Исключением является чугун плавки № 9, имеющий самые высокие прочность и пластичность.

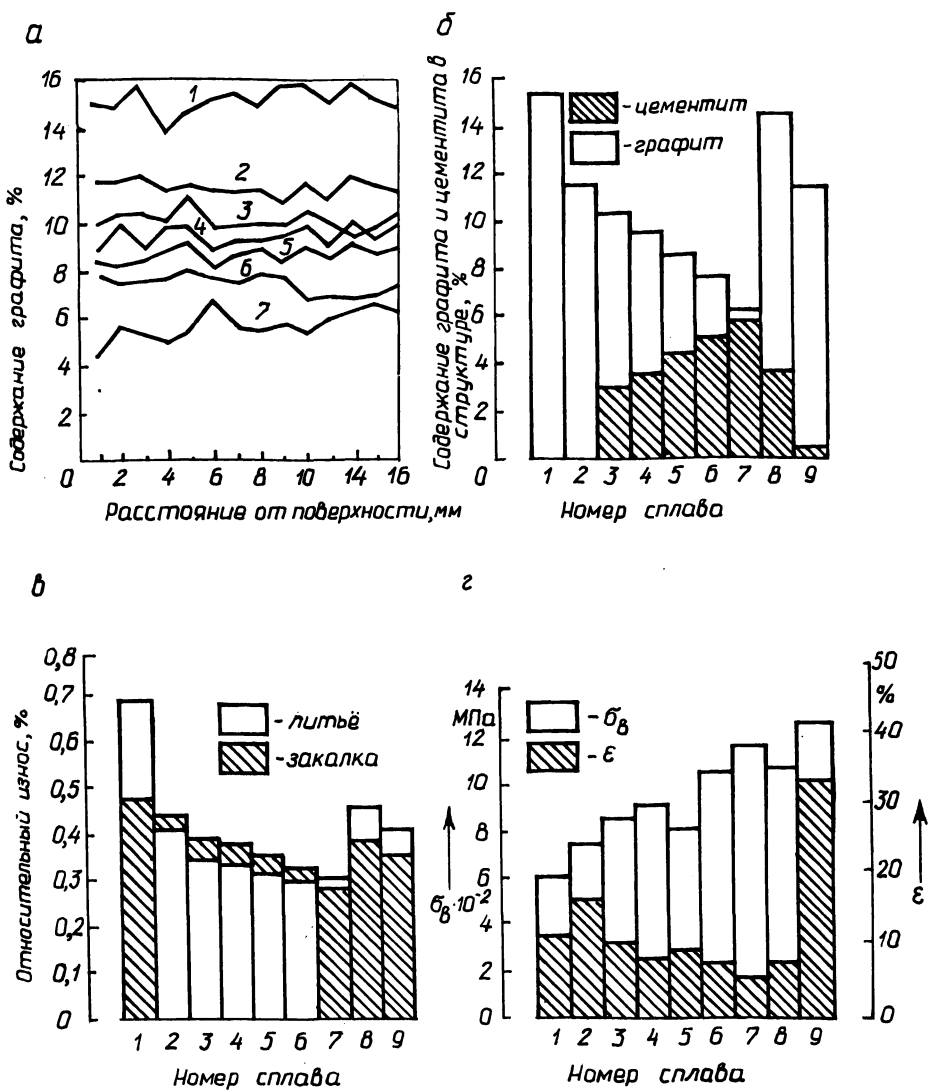


Рис. 1. Свойства исследуемых чугунов:  
 а – распределение графита по сечению отливки; б – содержание графита и цементита в структуре; в – износостойкость; г – прочность и пластичность

Таким образом, наилучшим из исследованных способов получения заготовок для выдавливания является литье в стержни из быстротвердеющей смеси. Требованиям к свойствам заготовки для выдавливания удовлетворяет чугун с шаровидным графитом, легированный ванадием, медью и бором. Дальнейшим направлением исследований является повышение пластичности полновинчатых чугунов за счет предварительной термической их обработки, повы-

шение износостойкости высокопрочного чугуна путем легирования карбидообразующими элементами или путем кристаллизации при более высоких скоростях охлаждения.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. К л ю ч н и к о в С.И. Ковка и штамповка чугуна // Кузнечно-штамповоч. пр-во. — 1961. — № 3. 2. Износостойкие деформируемые чугуны / Ю.Т. Антонышин, Л.Р. Дудецкая, В.И. Гуринович, А.И. Покровский: Информлисток БелНИИНТИ. Сер. 55.09.31. — 1987. — № 87-104.

УДК 621.74:669.131

С.С. ГУРИН, Г.И. КЛЕЩЕНОК, кандидаты техн. наук,  
В.О. СТРУЧКОВ (БПИ)

#### СХЕМА ФОРМИРОВАНИЯ ЛЕГИРОВАННОГО СЛОЯ С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ МОДИФИЦИРОВАНИИ

При поверхностном модифицировании магнием тонкостенных чугунных отливок получение слоя с шаровидным графитом затруднено из-за большой скорости кристаллизации заливаемого расплава. Быстрое образование корочки затвердевшего металла на поверхности отливки практически полностью исключает приток атомов из покрытия, так как скорость массопереноса магния в твердом металле на несколько порядков ниже, чем в жидком. Повышение эффективности процесса можно обеспечить введением в модифицирующий состав экзотермических добавок на основе алюминия и оксидов хрома, молибдена и ванадия. При этом в результате протекания восстановительных реакций происходит разогрев зоны контакта покрытие — металл и легирование поверхностного слоя отливки элементами, восстановленными из оксидов. В зависимости от толщины образующегося слоя и степени его легированности изменяется количество, размер и форма графитных включений, а также физико-механические свойства поверхности отливки. Процесс формирования на чугунных отливках легированного слоя с шаровидным графитом при использовании модифицирующих покрытий с фтористым магнием и экзотермической добавкой на основе алюминия и оксидов хрома, молибдена и ванадия схематично по стадиям можно представить следующим образом (рис. 1).

В процессе заливки металла 4 в форму 1 и в течение некоторого времени после ее заполнения происходит прогрев компонентов модифицирующего покрытия 2 до температуры начала экзотермической реакции. Время достижения этой температуры зависит от массы отливки и толщины покрытия, а также температуры заливки. С увеличением массы отливки и температуры заливки, а также уменьшением толщины покрытия продолжительность прогрева сокращается.

После заполнения металлом полости литейной формы в течение прогрева покрытия может образоваться корочка затвердевшего металла 3 толщиной  $\delta$  (рис. 1, а). При достижении температуры начала экзотермической реакции между компонентами добавки начинается взаимодействие, приводящее к вы-

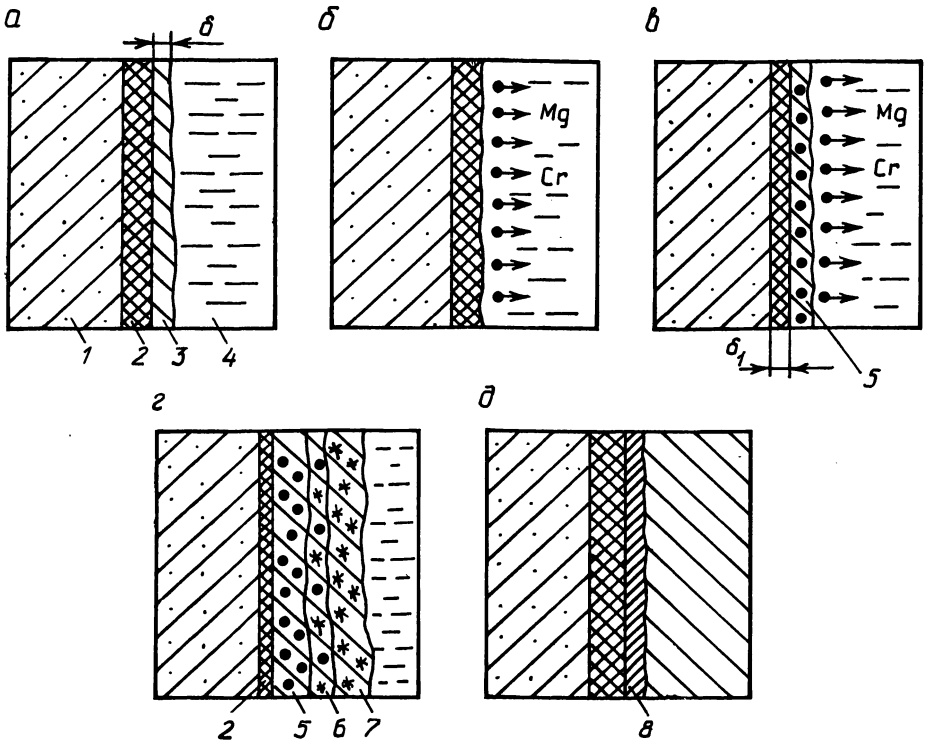


Рис. 1. Схема формирования легированного слоя с шаровидным графитом при поверхностном модифицировании отливок:

1 – литейная форма; 2 – модифицирующее покрытие; 3 – корка твердого металла; 4 – жидкий металл; 5 – слой с шаровидным графитом; 6 – переходная зона; 7 – фронт кристаллизации серого чугуна с пластинчатым графитом; 8 – легированная корка

делению большого количества теплоты. За счет этой теплоты и ее притока из сердцевины отливки покрытие разогревается до температур начала протекания восстановительных процессов, приводящих к выделению активного атомарного магния и легирующего элемента. Повышение температуры в зоне контакта покрытие – отливка приводит к расплавлению корочки (рис. 1, б). Это активизирует процессы массопереноса, в результате чего магний и хром (или Mo и V) начинают проникать в металл.

При достаточно высокой температуре заливки и большой массе отливки первая предкристаллизационная корочка может не образовываться. Тогда массоперенос магния и легирующих элементов начинается раньше, минуя первый этап.

При понижении температуры до температуры ликвидус на поверхности отливки начинается кристаллизация твердой корочки 5 толщиной  $\delta_1$  с образованием включений графита шаровидной формы (рис. 1, в). С данного момента определяющими являются процессы массопереноса, протекающего перед фронтом кристаллизации.



Образование корочки и ее рост резко снижают приток атомов магния и легирующих элементов из покрытия. Кроме того, фронт кристаллизации вытесняет в жидкость одни элементы (Mg, Si) и захватывает другие (Cr, Mo, V). Этот сложный процесс перераспределения и определяет структуру поверхностного и переходного слоев отливки. С изменением скорости затвердевания отливки меняется скорость движения фронта кристаллизации, степень переохлаждения перед фронтом и процессы перераспределения сдвигаются либо в сторону большего захвата элементов, либо в сторону их оттеснения. Структура поверхностного слоя при этом изменяется.

Снижение температуры расплава замедляет диффузию магния и хрома (или Mo, V) в отливку. Значительное снижение скорости массопереноса в твердом металле поверхностного слоя определяет формирование относительно узкой переходной зоны б (рис. 1, з), за которой в направлении к центру отливки при кристаллизации образуется структура серого чугуна с пластинчатым графитом.

Если скорость перемещения фронта кристаллизации больше скорости переноса атомов легирующих элементов (интенсивное охлаждение отливки), легируемый поверхностный слой не образуется. Появляется лишь весьма тонкая (от 3...5 до нескольких десятков микрометров) легирующая корка δ вследствие диффузии элементов из покрытия в закристаллизовавшуюся отливку (рис. 1, д).

Знание механизма формирования поверхностного слоя облегчает выбор состава покрытия формы с целью повышения эксплуатационных свойств отливки.

УДК 669.131.622

С.П. КОРОЛЕВ, В.М. МИХАЙЛОВСКИЙ,  
В.М. КОРОЛЕВ, канд. техн. наук, К.Ф. МАСЮК (БПИ)

### ПРОЦЕССЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУНА С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ МЕТОДОМ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Метод внутриформенной обработки находит широкое применение при получении чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) благодаря ряду преимуществ, связанных с улучшением санитарно-гигиенических условий производства, возможностью автоматизации процесса обработки расплава, исключением отбела в тонкостенных отливках.

Исследовалась\* возможность использования данного процесса для модифицирования чугуна с вермикулярным графитом (ЧВГ), технология получения которого имеет более жесткие ограничения по сравнению с технологией получения ЧШГ. Базовый чугун, который выплавлялся в лабораторной индукционной печи ЛПЗ-67 с использованием литейного чугуна ЛЗ (ГОСТ 4832-80), имел следующий химический состав: С — 3,6...3,9%; Si — 1,8...2%; Mn — 0,5...0,7%; S — 0,035...0,04%. Внутриформенную обработку осуществ-

---

\* Работа выполнялась под руководством канд. техн. наук С.Н. Лекаха.

Табл. 1. Состав лигатур

Лигатура	Содержание элементов, % (по массе)						
	Mg	Ca	Al	Si	Σ РЗМ	Fe	Ti
ФСМг7	6,5...8,5	0,2...1	1,2	45...55	0,3...1	Ост.	—
ФСМг3	2,0...4	1...1,5	1,5	60	6,0...9	Ост.	4

ляли в специальной составной литейной форме при температурах 1390...1460 °С с лигатурами ФСМг7 и ФСМг3 (ТУ 14-5-134-86) (табл. 1).

Литейная форма изготавливалась из ХТС и включала модифицирующий блок с реакционной камерой, установленный на рабочую форму, в которой последовательно заполнялись шесть отливок ступенчатых плит с толщиной ступеней 10, 30, 45 мм, а также три цилиндрических образца диаметром 30 мм.

Размеры реакционной камеры определялись по методике, используемой для расчета литниковой системы при внутрiformенном модифицировании ЧШГ. Площадь сечения каналов на входе в реакционную камеру и выходе из нее составляла соответственно 6 см<sup>2</sup> и 3,14 см<sup>2</sup>, что обеспечивало средний массовый расход расплава 2...2,3 кг/с

при продолжительности заполнения формы 17...19 с. Для получения в опытных отливках структуры высокопрочного чугуна расход модификатора ФСМг7 фракции 1...5 мм составлял 1 % (по массе) металлоемкости формы при площади горизонтального сечения реакционной камеры 7,8 см<sup>2</sup>.

Одним из способов получения графита вермикулярной формы в чугуне является уменьшение расхода модификатора, т.е. создание условий неполной сфероидизации графитных включений. Для достижения указанной цели последовательно уменьшали площадь горизонтального сечения реакционной камеры до 50 % при прочих равных условиях заливки форм.

Результаты исследований при использовании лигатуры ФСМг7 представлены на рис. 1, а. Из приведенных данных следует, что кристаллизация графита вермикулярной формы (в соответствии с ГОСТ 3443-87) происходит в очень узком интервале площадей горизонтальных сечений реакционных ка-

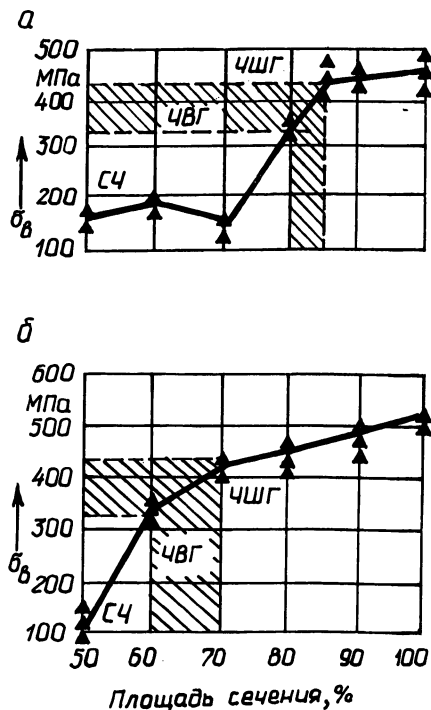


Рис. 1. Влияние площади горизонтального сечения реакционной камеры на форму графита и свойства чугуна при обработке:  
а — лигатурой ФСМг7; б — лигатурой ФСМг3

мер (80...85 %). При меньших размерах площадей реакционных камер в структуре чугуна образуется графит переохлажденной эвтектики.

Известно, что применение редкоземельных металлов и элементов-деглобуляризаторов позволяет стабилизировать процесс получения ЧВГ [ 1, 2]. Поэтому для более эффективной обработки и расплава использовали лигатуру  $\text{ФСМгЗ}$  с пониженным содержанием магния, повышенным содержанием редкоземельных металлов и титана (табл. 1). При подборе оптимального состава лигатуры исходили из следующих соображений: магний используется для рафинирования расплава от серы и кислорода, а вермикулярная форма графита достигается с помощью РЗМ. Применение данной лигатуры для внутриформенного модифицирования оказалось более эффективным с точки зрения стабилизации технологии. Область образования графита вермикулярной формы смещена в сторону меньших площадей реакционных камер. Характерной особенностью процесса модифицирования с использованием лигатуры  $\text{ФСМгЗ}$  является значительное расширение пределов площадей горизонтальных сечений реакционных камер, при которых устойчиво образуется графит вермикулярной формы, что свидетельствует о стабилизации технологии получения ЧВГ (рис.1, б).

Полученные результаты показали принципиальную возможность применения процесса внутриформенной обработки расплава для получения чугуна с графитом вермикулярной формы с использованием низкомагниевых с РЗМ и  $\text{Ti}$  лигатур.

Опытные плавки при модифицировании в форме металлоемкостью 720 кг подтвердили лабораторные исследования, показав возможность получения отливок из ЧВГ с использованием модификаторов данного типа. Однако в сравнении с технологией внутриформенного модифицирования чугуна с шаровидным графитом данный процесс отличается большей чувствительностью к изменению технологических режимов модифицирования, главными из которых являются температура заливки металла и содержание серы в исходном чугуне.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Александров Н.Н., Мильман Б.С., Андреев В.В., Соленков В.Т. Современные способы получения и свойства высокопрочных чугунов // Технология, организация пр-ва и управления. – 1977. – № 37. 2. Захарченко Э.В., Левченко Ю.Н., Горенко В.Г., Вареник П.А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. – Киев, 1986.

УДК 621.74.043

Г.Ф. АНДРЕЕВ, Д.Н. ХУДОКОРМОВ, д-р техн. наук,  
В.А. ШЕЙНЕРТ, А.А. НИКИФОРОВ (БПИ)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОЗДНЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНОВ И РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПОДГОТОВКИ МОДИФИКАТОРОВ

Известно, что наибольший эффект как графитизирующего, так и сфероидизирующего модифицирования чугуна наблюдается в первые моменты (до 3...5 мин) после усвоения модификатора расплавом. Причем эффект супермодифицированного состояния сохраняется в первые 3...20 с, после ввода

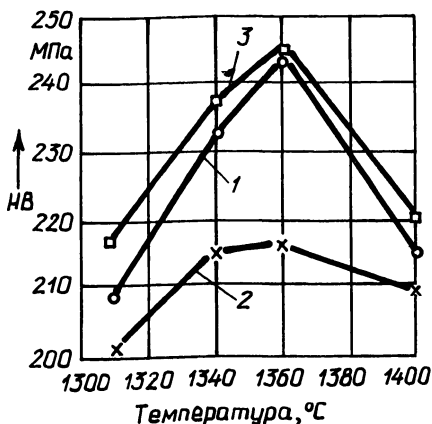


Рис. 1. Влияние температуры на эффективность модифицирования чугуна:

1 — 0,1 % алюминия; 2 — 0,1 % КМ; 3 — исходный

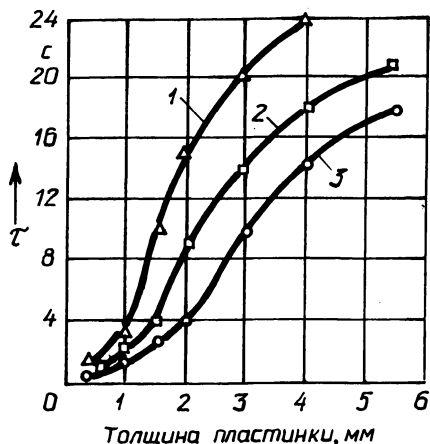


Рис. 2. Влияние толщины пленок СК-30 на скорость их растворения при температурах:

1 — 1350 °С; 2 — 1400 °С; 3 — 1450 °С

присадки. Вместе с тем эксперименты, проведенные по определению эффективности модифицирования серого чугуна чистым алюминием и комплексным модификатором (КМ) по ТУ 205 БССР 832–87, показали, что имеются два наиболее благоприятных для графитизации интервала температур — 1300...1340 °С и 1380...1410 °С при литье в песчаноглинистые формы и толщине стенок отливки от 5 до 16 мм. Это связано, вероятно, с наличием и сохранением при относительно невысокой температуре графитных частиц, служащих готовыми центрами графитизации при последующем охлаждении чугуна. Повышению эффективности графитизации может служить и процесс образования дисперсных неметаллических включений, выполняющих роль подложек для кристаллизации на них графитной фазы. Благоприятствует графитообразованию перегрев расплава, так как рост теплосодержания обеспечивает снижение переохлаждения при эвтектическом превращении сплава. Все это вносит определенные коррективы в процессы структурообразования в зависимости от тех или иных режимов нагрева и охлаждения жидкого чугуна. Данные интервалы определены для 0,1 % (по массе) добавки алюминия или КМ (рис. 1).

В СССР имеется значительное количество литейных цехов, оснащенных вагранками, температура чугуна на желобе которых не превышает 1370 °С. В связи с этим возникает проблема быстрого расплавления и усвоения присадок, так как время заполнения заливочного ковша в зависимости от его металлоемкости может колебаться от 5...10 до 30...60 с. Таким образом, время, отведенное на плавление частиц добавки, составляет 2...3 с в первом случае и 10...20 с во втором. При соблюдении этих соотношений обеспечивается высокая эффективность перемешивания модификатора и чугуна за счет падающей струи.

Влиять на растворимость модификаторов можно, изменяя их фракционный состав или температуру плавления. Однако даже при снижении температу-

ры плавления присадки в 1,5–2 раза при создании легкоплавких комплексных модификаторов на основе алюминия минимальный размер частиц, определенный с использованием уравнения теплового баланса, не превышает по диаметру 5 мм.

При уменьшении радиуса частицы в  $N$  раз во столько же раз возрастает площадь окисления суммарного количества частиц той же массы. Одновременно уменьшается глубина, на которую должны проникнуть атомы кислорода для того, чтобы достигнуть центра частицы, что еще более увеличивает их окисляемость. Эти процессы усугубляются тем, что в случае разливки модификаторов и лигатур в толстые слитки (чушки) в результате кристаллизации, теплового расширения и усадки, а также газоусадочных явлений получаемый материал характеризуется высокой пористостью, значительной величиной зерна и ликвационной неоднородностью состава. Кроме того, при дроблении теряется 20...50 % лигатур в виде отсева, а время хранения присадок с активными компонентами ограничивается 3...12 ч.

Альтернативой дроблению и просеиванию модификаторов является производство их в виде тонкой пленки или готовых гранул. Эксперименты по получению пленочных модификаторов были проведены на машине для непрерывной разливки металлических сплавов путем намораживания расплава на поверхность водоохлаждаемого барабана. Были получены пленки традиционных лигатур ФС30РЗМ30, ФСБа-20, СК-15 и СК-30.

Наиболее технологичными при производстве данным методом являются легкоплавкие КМ на основе алюминия. Толщина полученных пленок находится в пределах 0,5...5,5 мм. Растворимость СК-30, подготовленного данным способом, приведена на рис. 2. Для оценки скорости растворения пластинки силикокальция одинаковой массы, но разной толщины помещались на зеркало металла в заливочном ковше. Скорость их разрушения определялась визуально с помощью секундомера при температурах 1450, 1400 и 1350 °С. Наиболее оптимальная толщина частиц пленочного модификатора, исходя из приведенных выше термовременных параметров растворения, находится в интервале 1...2 мм. Полученный модификатор в 1,2 раза плотнее традиционного, имеет мелкозернистую структуру и более однороден. Его применение позволяет резко повысить растворимость силикокальция, который ранее применялся для внепечной обработки сплавов с температурой не менее 1400 °С. Анализ шлака, полученного при рафинировании чугуна 0,5 % СК-30, показал присутствие в нем 3 % S и 60 % CaO, отбел по клинковой пробе снизился с 14 до 4 мм. Температура чугуна при ковшевом модифицировании – 1380 °С. Использование пленочного ФСБа-20 (1 %) при той же температуре и содержании серы в чугуне 0,06...0,08 % позволяло получать чугун с компактным и шаровидным графитом.

Другим методом подготовки может являться литье модификатора в воду через быстровращающийся стакан с отверстиями на стенках диаметром 2...4 мм или через стационарный ковш с донными отверстиями 4...6 мм. В данном процессе при охлаждении модификатора и возрастании сил поверхностного натяжения формируются гранулы заданного диаметра.

Разработанные способы подготовки модификаторов позволяют резко повысить эффективность присадок и перейти на безотходную технологию их производства.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПЕНОКЕРАМИЧЕСКИХ ФИЛЬТРОВ ДЛЯ ТОНКОЙ ОЧИСТКИ ВЧШГ

Одним из способов улучшения качества литья из ВЧШГ является тонкая очистка расплава от неметаллических включений с использованием фильтрующих элементов, устанавливаемых в литейную форму. В зарубежной практике в последние годы для указанной цели стали использоваться открытоячеистые пенокерамические фильтры. Для оценки фильтрационных характеристик открытоячеистой пенокерамики в зависимости от способа модифицирования и качества исходного расплава испытаниям подвергались фильтрующие элементы с рабочей площадью  $25 \text{ см}^2$  (квадрат со стороны 5 см) и высотой 2 см, кажущаяся пористость составляла 4 и 3 поры/см.

ВЧШГ получали методом ковшевого и внутриформенного модифицирования с использованием лигатуры ФСМГ7. Пропускная способность определялась при фильтрации расплава через пенокерамический фильтр, установленный в полости специальной стержневой формы за реакционной камерой по ходу движения металла. Исходный расплав содержал от 0,01 до 0,05 % серы, температура заливки составляла  $1400^\circ \text{C}$ .

Установлено (рис. 1), что фильтрационная способность пенокерамических фильтров существенно зависит не только от размера пор, но и от технологии модифицирования, а также от содержания серы в исходном расплаве. Ковшевое модифицирование, при котором значительная часть продуктов реакции удаляется в шлак, обеспечивает лучшую пропускную способность фильтра.

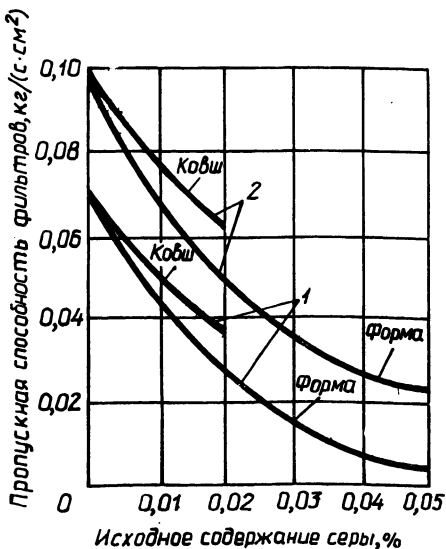


Рис. 1. Влияние содержания серы и способа модифицирования на пропускную способность фильтров:

1 — 4 поры/см; 2 — 3 поры/см

При внутрiformенном модифицировании расплавов с повышенным исходным содержанием серы наблюдается ускоренная блокировка пор продуктами реакции, при содержании серы в исходном расплаве более 0,02 % пропускная способность фильтра снижается более чем в 2 раза.

Проведенные исследования позволили оценить требования к качеству исходного расплава, а также геометрические размеры фильтров, обеспечивающие требуемые расходные характеристики.

УДК 621.74.043

В.А. ШЕЙНЕРТ, С.Н. ЛЕКАХ, д-р техн. наук,  
И.А. СУХОДОЛЬСКИЙ (БПИ)

### МЕТОД ОЦЕНКИ РАСТВОРИМОСТИ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ПРИСАДОК В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ

Эффективность модифицирования жидких чугунов в значительной степени зависит от интенсивности растворения присадок в расплаве. При ковшевой обработке модификаторы, имеющие, как правило, плотность ниже расплава, могут шлаковаться, что приводит к низкому коэффициенту их использования, возможности появления дефектов в отливках. Еще более жесткие требования в отношении растворимости предъявляются к присадкам при внутрiformенном модифицировании.

Разработана прецизионная методика исследования кинетики растворения присадок в жидком чугуне, основанная на непосредственном измерении выталкивающей силы, действующей на частицу, погруженную в жидкий металл. Исходя из предположения, что в процессе опыта плотность растворяющейся частицы и жидкого чугуна меняется незначительно, было принято, что выталкивающая сила пропорциональна объему частицы, а следовательно, и ее массе. Установка для изучения плавления модификаторов представляет точный измеритель микроперемещений, регистрирующий прогиб измерительной диафрагмы, которая воспринимает усилие, испытываемое образцом в расплаве чугуна. Сигнал обрабатывается регистрирующим комплексом, включающим ЭВМ, и выдается в виде графика.

Применение данной методики позволяет изучать кинетику взаимодействия модификаторов с жидким чугуном (рис. 1). При вводе присадок наблюдается ряд нестационарных тепловых процессов, осложненных физико-химическими реакциями на поверхности частиц. При достаточно высокой температуре расплава в случае ввода лигатур на основе кремния (типа ФС75, кривая 1) наблюдается вначале кратковременный период намораживания корочки чугуна на холодной поверхности частиц при возрастании общей плотности (выталкивающая сила падает). Далее после сброса (проплавление корочки чугуна) происходит относительно плавное растворение частицы.

Ввод этого же модификатора при более низких температурах существенно меняет динамику растворения (кривая 2). Растет длительность процесса и масса намораживаемой на поверхности частицы корочки чугуна, под которой идет

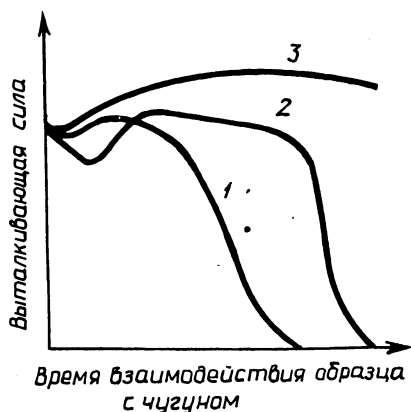


Рис. 1. Кинетика растворения модификаторов в жидком чугуне:

1 — ФС75 при 1633 К; 2 — ФС75 при 1693 К; 3 — СК30 при 1693 К

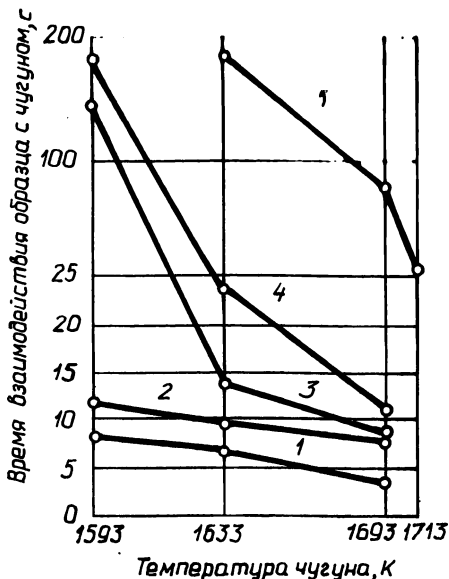


Рис. 2. Влияние температуры жидкого чугуна на растворение в нем модификаторов:

1 — ферросилиций с РЗМ, Al, Cu и Mg; 2 — ФС30РЗМ30; 3 — ФС75; 4 — ФС45; 5 — СК15

прогрев самой частицы. После растворения корочки чугуна изменение массы частицы во времени носит импульсный характер. Общее время растворения существенно возрастает. И, наконец, при более низких температурах возможно существенное торможение процесса растворения. В данном случае тепловой процесс переходит в диффузионный.

Существенное влияние на кинетику растворения частиц могут оказывать реакции, протекающие на их поверхности. Так, при вводе силикокальция СК30 вначале идет намораживание корочки чугуна, однако после ее сброса выталкивающая сила продолжает интенсивно нарастать. Это связано с образованием рыхлых довольно протяженных сульфидных пленок в результате взаимодействия кальция с серой в расплаве. В итоге общая продолжительность процесса существенно возрастает (кривая 3).

На рис. 2 представлена зависимость общей продолжительности растворения различных модификаторов (частицы диаметром 20 мм) от температуры расплава. Видно, что состав модификатора оказывает сильное влияние на скорость его растворения. Так, лучшей растворимостью обладают специальные железокремниевые модификаторы, содержащие дополнительно РЗМ, медь и магний (кривая 1). РЗМ-содержащий модификатор типа ФС30РЗМ30 ввиду достаточно низкой температуры плавления также достаточно интенсивно растворяется в жидком чугуне. Для ферросилиция критическая температура ввода в



расплав, при которой резко ухудшается растворимость частиц, составляет 1593 К, а ввод силикокальция эффективен при температурах не менее 1713 К.

Таким образом, анализ кинетики растворения с помощью разработанной методики позволяет для конкретных условий модифицирования подобрать химический и фракционный состав присадки, определить оптимальные температурные режимы обработки.

УДК 621.746

В.А. ГРИНБЕРГ, И.В. ЗЕМСКОВ, В.Д. ТУЛЬЕВ, кандидаты техн. наук (БПИ),  
А.П. МЕЛЬНИКОВ, Б.Р. ГЛЕЙЗЕР (з-д "Центролит", Гомель)

### ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ВЕРТИКАЛЬНОГО ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ

Исследования выполняли на бронзах марок Бр05Ц5С5 и Бр03Ц7СН1. Плавку бронз осуществляли в шамотографитовом тигле высокочастотной индукционной плавильной печи. В качестве шихтовых материалов использовали 80 % бронзы в чушках с содержанием цинка 6 и 8 % и 20 % собственного возврата. Для предотвращения окисления металла плавку вели под слоем высушенного древесного угля. Раскисляли металл добавкой 0,1 % фосфористой меди.

Для ориентировочного предварительного определения температуры заливки и режимов вытягивания были рассчитаны температуры ликвидуса и солидуса исследованных марок бронз. Расчет производили по эмпирическим формулам, полученным методом планирования эксперимента [ 1 ]:

$$T_{л} = 1015 - 26,4X_1 - 11,4X_2 - 13,9X_3 + 16,8X_4 + 7,2X_1X_2 - 7,7X_2X_3;$$

$$T_{с} = 840 - 54,5X_1 - 8,2X_2 - 9X_3 + 3,75X_4 + 4X_1X_3 + 5,7X_2X_3,$$

где

$$X_1 = \frac{\text{Sn} - 5,0}{3,0}; \quad X_2 = \frac{\text{Zn} - 5,0}{3,0};$$

$$X_3 = \frac{\text{Pb} - 5,0}{3,0}; \quad X_4 = \frac{\text{Ni} - 2,0}{2,0}.$$

При расчете по эмпирическим формулам получены следующие температуры: для Бр05Ц5С5 –  $T_{л} = 1015$  °С;  $T_{с} = 840$  °С; для Бр03Ц7СН1 –  $T_{л} = 1017$  °С;  $T_{с} = 868$  °С.

Кроме того, температуры ликвидуса и солидуса для Бр05Ц5С5 были определены экспериментально на пирометре Курнакова. Получены значения  $T_{л} = 1010$  °С и  $T_{с} = 862$  °С. Температура ликвидуса отчетливо фиксируется на термической кривой в виде площадки значительной протяженности. При температуре солидуса такой отчетливо выраженной площадки не наблюдается, что может внести погрешность в результаты измерений.

В процессе исследований получали цилиндрические сплошные заготовки

Табл. 1. Параметры вытягивания для сплошных заготовок

Марка бронзы	Диаметр заготовки, мм	Средняя скорость литья, м/мин	Время остановки, с	Время движения, с	Шаг вытягивания, мм
Бр05Ц5С5	65	0,2...0,24	12...13	4...5	55...70
	105	0,12...0,16	13...14	4...6	35...55
	150	0,07...0,09	15...16	7...8	25...35
Бр03Ц7СН1	65	0,24...0,28	10...12	4...6	60...75
	105	0,14...0,18	12...14	6...7	45...60
	150	0,08...0,1	14...15	7...8	30...40

Табл. 2. Технологические параметры непрерывного литья полых заготовок

Толщина стенки, мм	Средняя скорость литья, м/мин	Время остановки, с	Время движения, с	Шаг вытягивания, мм
10...15	0,5...0,55	1...2	3...4	35...55
15...20	0,45...0,5	2...3	1...2	25...40
20...25	0,4...0,45	2...3	1...2	20...35

диаметрами 65, 105 и 150 мм и полые цилиндрические заготовки диаметром 105 мм с толщиной стенки 10 мм, 15, 20 и 25 мм.

Температура заливки, обеспечивающая стабильное протекание процесса литья, находится в пределах 1110...1140 °С для сплошных и 1130...1160 °С для полых заготовок. Такое значительное превышение (100...150 °С) температуры ликвидуса объясняется низкой скоростью литья, малым расходом жидкого металла (0,1...0,4 кг/с) и связанной с этим возможностью образования настывшей в разливочном ковше и перемерзания металла в литниковых каналах.

Оптимальные параметры вытягивания сплошных заготовок приведены в табл. 1.

Режимы вытягивания в значительной степени определяются низкой прочностью оловянных бронз при температурах, близких к  $T_{л}$ . Так, прочность Бр05Ц5С5 при 840 °С составляет всего лишь 4...5 МПа. Поэтому вытягивание осуществляют с длительной остановкой ( $t_{ост} : t_{дв} = 3:1-2:1$ ) и низкой средней скоростью. Добавка Ni в бронзу несколько повышает ее горячую прочность и позволяет осуществлять процесс литья при более высоких скоростях. Параметры, приведенные в табл. 1, получены без вторичного охлаждения. Вторичное охлаждение позволяет увеличить среднюю скорость литья на 20...25 %.

Технологические параметры процесса непрерывного литья полых заготовок из Бр05Ц5С5 приведены в табл. 2.

Стабильный процесс литья полых заготовок возможен при значительно больших скоростях, чем сплошных, и при соотношении  $t_{ост} : t_{дв} = 2:1-1:2$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лигейные бронзы / К.П. Лебедев и др. - Л., 1973.

В.И. ТУОВ, д-р техн. наук, И.В. ЗЕМСКОВ, канд. техн. наук,  
И.К. ФИЛАНОВИЧ (БПИ), Л.И. ПАРФЕНОВ, д-р техн. наук,  
В.Н. ВОЛКОВ, канд. техн. наук (Востокмашзавод, Усть-Каменогорск)

## ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ИЗ БРОНЗЫ БрС30 НА УСТАНОВКЕ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Формирование структуры высокосвинцовой бронзы БрС30 имеет свои особенности вследствие различия в плотности свинца и меди. При непрерывном литье равномерное распределение основных компонентов в структуре достигается за счет применения рабочих втулок кристаллизатора из меди или сплавов на основе меди и использования вторичного охлаждения заготовок. При выходе заготовки из кристаллизатора практически вся медь находится в твердом состоянии. Температура поверхности заготовок составляет примерно  $540^{\circ}\text{C}$ . Заготовку после выхода из кристаллизатора интенсивно охлаждают водовоздушной смесью. Распределение свинца по длине полученной заготовки из свинцовой бронзы исследовали на микросонде "ЭПИКВАНТ" (рис. 1).

Наибольшее содержание свинца наблюдалось в нижней части непрерывнолитой заготовки. Далее оно уменьшалось и достигало минимума примерно на середине длины заготовки. В верхнем сечении его содержание является средним для всего сплава.

При заливке стационарной части заготовки интенсивность охлаждения максимальная, так как в этот момент отсутствует движение заготовки относительно кристаллизатора. Появившиеся дендриты меди быстро растут и образуют сплошной "скелет". В междендритных пространствах находится обогащенная свинцом жидкость (92,6 % Pb), которая может перемещаться по внутренним капиллярам. Подача свежей порции сплава позволяет свинцу за счет разности плотностей поступать в нижнюю часть заготовки. Заливка непрерывнолитой заготовки растягивается во времени, и поэтому происходит расслоение жидкой бронзы в разливочном ковше. Содержание свинца в средней части заготовки уменьшается примерно на 25 %. Его распределение косвенно подтверждает распределение твердости по длине заготовки (рис. 1).

По сечению заготовки содержание свинца практически постоянно, хотя на разном расстоянии от затравки его абсолютное количество изменяется.

Сравнение механических свойств образцов, вырезанных из заготовок, залитых в кокиль и полученных непрерывно, показало, что все исследованные



Рис. 1. Содержание свинца (1) и твердость (2) по длине заготовки

Табл. 1. Показатели механических свойств образцов

Вид литья	Временное сопротивление $\sigma_B$ , МПа	Относительное удлинение после разрыва $\delta$ , %	НВ, МПа
В кокиль	58,7	4	245
Непрерывное	74	8	300

параметры при непрерывном литье несколько выше (табл. 1). Структура непрерывно-литой заготовки по сравнению с полученной литьем в кокиль более мелкозернистая.

Повышение твердости и предела прочности на разрыв связано с измельчением структуры образцов вследствие повышенной скорости охлаждения заготовки в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Резкое увеличение их пластических свойств (повышение относительного удлинения) можно объяснить более высокой плотностью металла, полученного при непрерывном литье.

УДК 621.74.043

В.А. БАХМАТ, А.М. МИХАЛЬЦОВ, кандидаты техн. наук,  
В.А. АЛЕШКО, Т.В. БУРАЧЕВСКАЯ (БПИ)

### ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Исследованы технологические свойства сплавов систем алюминий — кремний и алюминий — медь при литье под давлением. Образцы для исследования жидкотекучести и трещиностойчивости изготавливались на машине литья под давлением мод. 71107 при использовании специальной пресс-формы с различными формообразующими матрицами. Плавка исследуемых сплавов осуществлялась в печи сопротивления в графитовом тигле. Во всех случаях скорость прессования на первой и второй фазах составляла соответственно 0,36 и 0,95 м/с.

При исследовании жидкотекучести сплавов за критерий оценки принималась длина заполненного участка лабиринтной пробы до появления первого дефекта, а также длина пробы до сплошной зоны спаев и оксидов. Заливка сплавов осуществлялась при следующих температурах перегрева над линией ликвидуса: 10, 35 и 70 °С. Полученные данные приведены на рис. 1 и 2.

Как видно, жидкотекучесть исследуемых сплавов возрастает с ростом температуры и с приближением состава сплава к эвтектическому.

Значения температуры ликвидуса для сплавов системы алюминий — медь при принятом содержании меди различаются незначительно. Поэтому практическая и условно-истинная жидкотекучести имеют одинаковые значения (рис. 2).

Характерно, что условно-истинная жидкотекучесть сплавов системы алю-

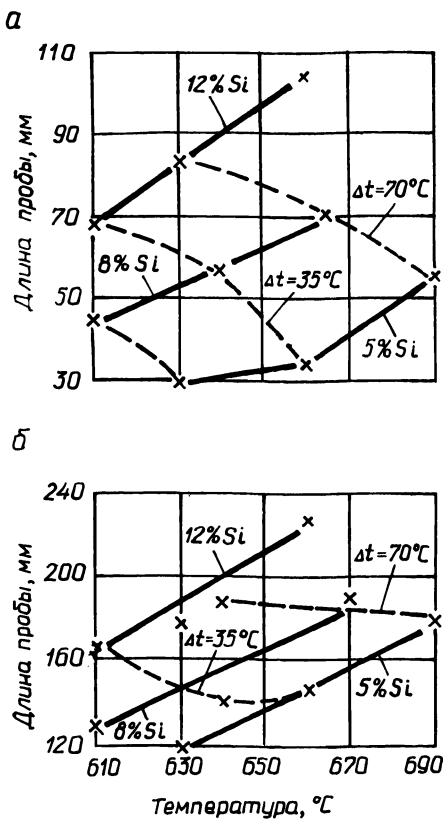


Рис. 1. Влияние температуры заливки на жидкотекучесть сплавов системы алюминий-кремний:

*a* – длина пробы до первого дефекта; *б* – длина пробы до зоны сплошных дефектов

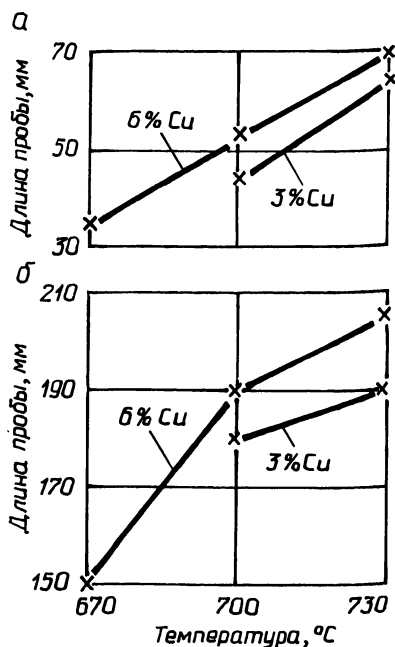


Рис. 2. Влияние температуры заливки на жидкотекучесть сплавов системы алюминий – медь:

*a* – длина пробы до первого дефекта; *б* – длина пробы до зоны сплошных дефектов

миний – кремний с увеличением перегрева в меньшей степени зависит от состава сплава (рис. 1, б). Это свидетельствует о том, что с приближением температуры заливки к температуре ликвидуса более отчетливо проявляется влияние характера кристаллизации сплава на его жидкотекучесть. Образование разветвленных дендритов при затвердевании широкоинтервальных сплавов затрудняет продвижение расплава по каналам пресс-формы.

Более высокая жидкотекучесть сплава системы алюминий – медь, содержащего 6 % меди, по сравнению со сплавом, содержащим 3 % меди, объясняется также значительным снижением температуры солидуса первого сплава. По абсолютным значениям жидкотекучести при литье под давлением исследованные сплавы системы алюминий – медь незначительно уступают сплавам системы алюминий – кремний.

Литые образцы лабиринтной пробы для определения жидкотекучести служили также для качественной оценки трещиностойчивости сплавов. Трещиностойчивость сплавов системы алюминий – кремний в исследованном интервале концентраций достаточно высока. Практически все образцы не имели трещин. В то же время все образцы из сплавов системы алюминий – медь были с продольными и поперечными трещинами. В большинстве случаев направление трещин совпадает с направлением движения металла в форме. При этом на затвердевших образцах заметна структура потока. Очевидно, сплавы этой системы более склонны к взаимодействию с окружающей атмосферой и образованию оксидных плен и других неметаллических включений. Формирование указанных загрязнений при литье под давлением вызывается высокой дисперсностью расплава, заполняющего полость формы. Наличие трещин обусловлено также значительной усадкой сплавов данной системы по сравнению со сплавами системы алюминий – кремний.

Таким образом, при литье под давлением сплавы системы алюминий – медь, не уступая значительно сплавам системы алюминий – кремний по жидкотекучести, отличаются большей склонностью к трещинообразованию и окислению.

УДК 621.746

А.М. ДМИТРОВИЧ (БПИ), В.Л. РАССУДОВ, кандидаты техн. наук,  
И.В. ШИРОЧИН (НИИЛитавтопром)

### ТВЕРДОСТЬ ЦИЛИНДРОВЫХ ГИЛЬЗ ДИЗЕЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ТВЧ

Заданный моторесурс дизельных двигателей обеспечивается гильзами цилиндров, подвергающимися поверхностной термической закалке ТВЧ при твердости рабочей поверхности 42...50 HRC<sub>3</sub>. В серийном же производстве при изготовлении заготовок гильз центробежным способом на карусельно-кокильных машинах мод. 4933 твердость закаленных гильз нестабильна и составляет 32...46 HRC<sub>3</sub>, что приводит к значительной их отбраковке.

Исследовались возможности повышения и стабилизации твердости гильз после поверхностной их закалки путем снижения углеродного эквивалента в гильзовом чугуна, позволяющего получить оптимальную исходную структуру, вариации скорости вращения центрифуг центробежных машин с целью выравнивания твердости по сечению отливки и за счет выбора оптимальных припусков на механическую обработку рабочей поверхности заготовки и режима модифицирования чугуна.

Чугун для литья заготовок плавился в режиме триплекса-процесса, включающего плавку в 22-тонной индукционной печи промышленной частоты, накопление в 60-тонном индукционном канальном миксере и разливку с помощью индукционного канального стопорного миксера мод. 4628 вместимостью 2,5 т, и разливался на карусельно-кокильных машинах по действующей технологии. Температура разливки колебалась в пределах 1380...1410 °С.

На внутреннюю поверхность кокилей при литье заготовок гильз центробежным способом наносился слой стандартного теплоизолирующего покры-

тия, имеющего следующий состав (кг): песок кварцевый КК026 – 100, смола СФ015 – 47, 33 %-й водный раствор уротропина 1, стеарат кальция – 0,2, ферросилиций молотый ФС75 – 4,5.

Работы проводились на карусельно-кокильной машине центробежного типа, на двух секциях которой были установлены шкивы электродвигателей, обеспечивающие следующие частоты вращения центрифуг: 1000 об/мин – соответствующим действующему производству; 860, 800 и 680 об/мин – исследуемые.

Исследования проводились по следующей методике. После разогрева кокиля заливались жидким металлом и отбирались четыре гильзы, полученные при заданных частотах вращения. Отбор производился в два этапа. На первом этапе заготовки заливались чугуном следующего химического состава (массовая доля, %): 3,39...3,43 C; 2,11...2,29 Si; 0,6...0,8 Mn; 0,2 P; 0,03...0,08 Ti; 0,3...0,6 Cu; 0,3...0,45 Cr; 0,12 Ni; S ≤ 0,12. На втором этапе порция чугуна, предназначенная для перелива из миксера-копильника в миксер-дозатор, при заливке в транспортный ковш подвергалась предварительному модифицированию увеличенной добавкой дробленого ферросилиция ФС75 (0,3 %) и гранулированным графитом (0,3 % от массы порции, составляющей 1,8 т). Предварительная обработка доливаемой порции ферросилицием и гранулированным графитом должна была повысить эффект жидкого модифицирования чугуна, длительности его сохранения и положительно повлиять на качество заготовок.

В результате были отобраны несколько партий заготовок, полученных при исследуемых частотах вращения центрифуг, с целью оценки следующих параметров отливок: наличия вмятин на наружной поверхности; глубины насыщения поверхности отливки кварцитами; твердости наружной и внутренней поверхности; микро- и макроструктуры заготовок; содержания химических элементов в чугуне заготовок.

Необходимость определения глубины насыщения наружной поверхности отливки кварцитами и ее твердости вызывалась следующим обстоятельством. Закалочная твердость гильз тем выше, чем выше твердость исходной сырой заготовки. Следовательно, для повышения закалочной твердости достаточно было бы изменить химический состав чугуна за счет введения в него легирующих добавок Cr, V, Ti и т. д. Однако при этом ухудшается обрабатываемость заготовок резанием, особенно если их наружная поверхность из-за недостатков технологии насыщается кварцитами.

В результате исследований гильз установлено положительное влияние снижения частоты их вращения с 1000 об/мин до 680 об/мин на исследуемые характеристики заготовок без ухудшения качества поверхностей. Изменение частоты вращения за счет уменьшения давления жидкого металла на теплоизоляционное покрытие кокиля несколько снижает контакт отливки с формой, что в свою очередь затрудняет теплообмен между ними. Результатом этого является снижение скорости охлаждения отливок и твердости наружной поверхности. Так, при  $n = 680$  об/мин твердость составляет 217...230 НВ вместо 243...255 НВ. Уменьшается и среднее значение глубины слоя отливки, пораженного междритным точечным графитом, являющимся при превышении припуска на механическую обработку браковочным признаком.

Одновременно происходит уменьшение глубины насыщения поверхностных слоев отливки включениями кварцитов. Если при  $n = 1000$  об/мин она со-

Табл. 1. Влияние концентрации углерода и кремния на твердость центробежнолитых заготовок при частоте вращения центрифуг 680 об/мин

Химический состав, % (по массе)		Отношение Si/(C + Si)	Твердость НВ		Твердость HRC <sub>3</sub> после закалки	
C	Si		наружной поверхности	внутренней поверхности	наружной поверхности	внутренней поверхности
3,26	2,13	0,395	228	197	51,6	41
3,22	2,1	0,393	220	194	52	42,7
3,3	2,13	0,392	207	197	47,6	42
3,23	2,1	0,404	205	183	46,8	38,7
3,25	2,25	0,41	197	180	41	38,8
3,59	2,26	0,385	223	197	49	37,1
3,24	2,23	0,408	226	195	49,1	36,8
3,29	2,26	0,407	204	195	48,1	44
3,23	2,19	0,404	201	187	45,8	41,7

ставляла 1...1,5 мм, то при  $n = 680$  об/мин имеются колонии до 0,6 мм и отдельные включения. Первые могут быть полностью удалены при дробеметной обработке, вторые, по опыту предыдущих исследований, не влияют на обрабатываемость заготовок резанием.

Зафиксированное снижение твердости наружной поверхности в связи со снижением скорости вращения центрифуг позволяет, с одной стороны, улучшить обрабатываемость отливок резанием, с другой, дать возможность поднять общую твердость заготовок за счет технологических мероприятий, сохранив обрабатываемость на прежнем уровне, но повысив при этом твердость гильз в литом состоянии, а следовательно, и в закаленном. Одним из мероприятий по повышению твердости заготовок является снижение содержания углерода и кремния в гильзовом чугуна.

Данные по влиянию концентрации углерода и кремния на твердость заготовок приведены в табл. 1. Как следует из таблицы, снижение содержания углерода и кремния не дает стабильных результатов. Разброс твердости составляет 31...47 HRC<sub>3</sub>. Следовательно, одного мероприятия, заключающегося в снижении содержания углерода и кремния в сочетании с эффективным модифицированием, недостаточно для гарантированного получения твердости закаленного слоя на уровне 42...50 HRC<sub>3</sub>. Основной причиной разброса твердости является колебание припуска по внутренней поверхности в связи с нестабильной дозировкой металла электронным взвешивающим устройством. Кроме того, анализ полученных данных указывает на то, что твердость гильз после закалки повышается с уменьшением отношения Si/(C + Si).

Дополнительным резервом повышения твердости после закалки может служить уменьшение частоты вращения центрифуг центробежной машины, способствующее снижению ликвации углерода к внутренней поверхности отливки, содержания и размера графитовых включений в закаливаемом слое гильзы.



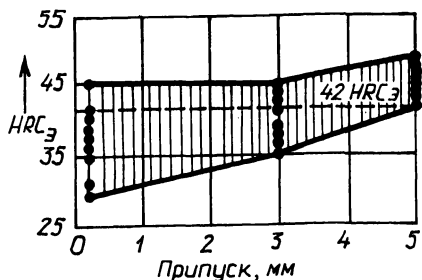


Рис. 1. Зависимость твердости гильз после закалки от припуска на механическую обработку

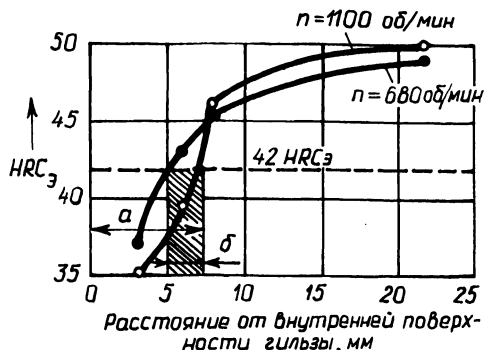


Рис. 2. Влияние частоты вращения центрифуги на распределение твердости по сечению гильзы:

*a* – припуск при  $n = 1100$  об/мин; *b* – уменьшение припуска при  $n = 680$  об/мин

При исследовании влияния частоты вращения центрифуг на твердость гильз после закалки при частотах 1000...680 об/мин было установлено, что с уменьшением частоты вращения имеет место повышение твердости на 1...4 HRC<sub>3</sub>, не носящее стабильного характера из-за колебаний припуска на механическую обработку по причине неточности дозирования жидкого чугуна.

Для определения влияния припуска на механическую обработку на закалочную твердость рабочей поверхности была проведена серия экспериментов, устанавливающих распределение твердости по сечению заготовок. На рис. 1 показано распределение твердости по сечению в пределах припуска на механическую обработку. Из него следует, что на глубине 5 мм от внутренней поверхности твердость после закалки находится в пределах выше 42 HRC<sub>3</sub>. Следовательно, если назначить припуск на механическую обработку по внутренней поверхности в пределах 5 мм, можно гарантированно получить необходимую твердость. Однако величина этого припуска зависит от скорости вращения центрифуги. Как следует из рис. 2, на котором показано распределение твердости по сечению отливки в зависимости от частоты вращения центрифуги, при  $n = 1100$  об/мин твердость 42 HRC<sub>3</sub> достигается только на глубине 7 мм.

Таким образом, на основе проведенных исследований были приняты следующие изменения к действующему технологическому процессу: снижение содержания углерода и кремния в гильзовом чугуне соответственно до 3,2...3,5 % и 1,8...2,2 %; уменьшение частоты вращения центрифуг карусельно-кокильных машин до 680 об/мин; увеличение припуска на механическую обработку резанием по внутреннему диаметру заготовки до 5 мм.

Модернизированный технологический процесс внедрен на Костромском заводе "Мотордеталь" с экономическим эффектом 180 тыс. р. в год.

Р.И. ЕСЬМАН, Н.П.ЖМАКИН, кандидаты техн. наук (БПИ),  
 А.И. НОВИКОВ (НИИАТ, Москва), Ю.П. ЯРМОЛЬЧИК (БПИ)

### НОМОГРАММА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ОТЛИВОК

При изготовлении крупногабаритных деталей современными методами литья резко снижается трудоемкость технологического цикла, в десятки раз сокращается время на их изготовление, существенно возрастает коэффициент использования металла. Изготовление крупногабаритных конструкций приводит к улучшению характеристик деталей, позволяет перейти к практически безотходной технологии.

Однако при литье крупногабаритных заготовок возникают сложности с управлением тепловым режимом отливки, особенно если затвердевание и охлаждение фасонной отливки происходит в металлической или комбинированной форме. Формирование отливок сложной геометрии с сопряжением тонких и массивных стенок сопровождается крайне неравномерным изменением теплового и термонапряженного состояния отливки и формы.

Управление процессом формирования отливки сложной конфигурации возможно путем изменения термического сопротивления на поверхности отливки, т. е. изменением теплоаккумулирующей способности формы (теплоемкости, массы), ее начальной температуры, теплофизических свойств материала, интенсивности внешнего охлаждения и т. д. Теплообмен между отливкой и формой в значительной степени обусловлен также термическим сопротивлением зазора, включающего покрытие формы и газовую прослойку.

Теплопередача через газовую прослойку осуществляется путем теплопроводности и радиационного теплообмена. Рассмотрим случай, когда зазор состоит из газовой прослойки и слоя краски. Тогда термическая проводимость

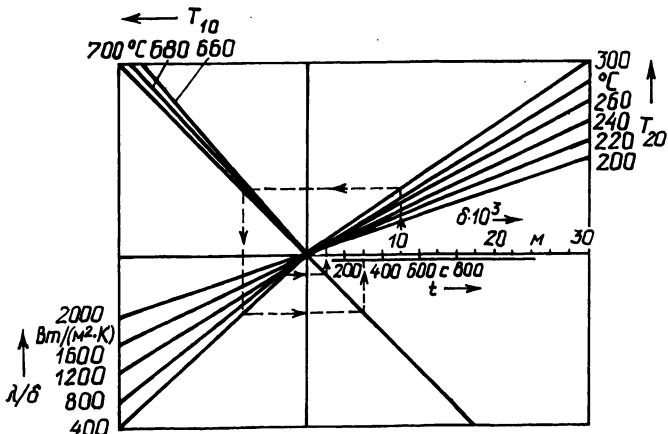


Рис. 1. Номограмма для определения оптимальных параметров процесса

зазора  $\beta = 1/(S_3 + S_{кр})$ , где  $S_3$  — эффективное значение термического сопротивления газовой прослойки,  $S_{кр}$  — термическое сопротивление краски. Вследствие низкой теплопроводности газовой прослойки ее роль в тепловом балансе отливки — форма значительна и возрастает с увеличением толщины прослойки. При малых значениях толщины газовой прослойки ( $\delta < 2,5 \cdot 10^{-5}$  м) основное влияние на термическую проводимость зазора оказывает краска. На процесс окончательного затвердевания наибольшее влияние оказывают низкотеплопроводные краски. Так, уменьшение термической проводимости от 2000 до 500 Вт/(м<sup>2</sup> · К) приводит к увеличению времени полного затвердевания отливки в 1,5–2 раза.

По результатам опытных данных и численного эксперимента на ЭВМ [1] была построена номограмма (рис. 1), которая позволяет определить оптимальное время изготовления монолитных крупногабаритных тонкостенных отливок. Исходными параметрами являются начальная температура расплава  $T_{10}$ , начальная температура металлической формы  $T_{20}$ , приведенная толщина отливки, термическая проводимость зазора между отливкой и формой  $\lambda/\delta$ , полученная в результате решения задачи математической оптимизации термической проводимости зазора.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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. — М., 1977.

УДК 621.793

Ю.В. СОКОЛОВ, канд. техн. наук,  
В.И. ПРОКОПОВ (БПИ)

#### РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРЫ ЧАСТИЦ В ПОТОКЕ ПРИ НАПЫЛЕНИИ

Анализ условий теплообмена частиц порошка с плазменным потоком является важным этапом расчета тепловых процессов нанесения покрытий напылением.

В работе [1] с помощью приближенных методов определены особенности теплового взаимодействия частиц порошка с плазменной струей при изменении температуры по длине потока от среза сопла плазмотрона до подложки. Установлены зависимости температурного поля напыляемых частиц от физических свойств материала и режимов напыления на стадиях нагрева, плавления и охлаждения частиц.

С учетом того, что температура плазменного потока снижается по мере удаления от сопла плазмотрона, а распределение температуры вдоль оси потока соответствует параболической закономерности, получены выражения, позволяющие определить температуру частицы при ее движении в плазменном потоке в любой момент времени.

Нагрев частицы определяется следующим образом:

$$T_1 = T_{0c} - (T_{0c} - T_{п.с.}) \left( \frac{x}{X_{п.с.}} \right)^n - (T_{0c} - T_{01}) e^{-\frac{3\alpha_1 x}{w_q X_q \gamma_1 c_1}}, \quad (1)$$

где  $T_1$  — температура частицы в процессе нагрева;  $T_{0c}$  — начальная температура плазменной струи;  $T_{п.с.}$  — температура плазменной струи на подложке;  $T_{01}$  — начальная температура частицы;  $X_{п.с.}$  — расстояние от сопла плазмотрона до подложки;  $x$  — расстояние от подложки до сечения, в котором определяется температура частицы;  $\alpha_1$  — коэффициент теплоотдачи плазменного потока к поверхности частицы;  $w_q$  — скорость частицы;  $X_q$  — радиус частицы;  $\gamma_1$  и  $c_1$  — плотность и удельная теплоемкость частицы;  $n$  — показатель параболического распределения температуры в плазменной струе.

Максимальную температуру частица имеет на расстоянии от сопла плазмотрона

$$x_{ч.с.} = \frac{X_{п.с.}}{2a} (\sqrt{b^2 - 4ac} - b), \quad (2)$$

где  $a = \frac{3\alpha_1 X_{п.с.}}{w_q X_q \gamma_1 c_1}$  ;

$$b = \ln \frac{(T_{0c} - T_{п.с.}) n w_q X_q \gamma_1 c_1}{(T_{0c} - T_{01}) 3\alpha_1 X_{п.с.}} + \frac{3\alpha_1 X_{п.с.}}{w_q X_q \gamma_1 c_1} + 2(n-1);$$

$$c = \ln \frac{(T_{0c} - T_{п.с.}) n w_q X_q \gamma_1 c_1}{(T_{0c} - T_{01}) 3\alpha_1 X_{п.с.}} - 2(n-1).$$

Температура частицы в зоне охлаждения

$$T'_1 = T_{0c} - (T_{0c} - T_{п.с.}) \left( \frac{x}{X_{п.с.}} \right)^n - [(T_{0c} - T_{ч.с.}) - (T_{0c} - T_{п.с.}) \times \frac{3\alpha_1 (x - x_{ч.с.})}{w_q X_q \gamma_1 c_1}] e^{-\frac{3\alpha_1 x}{w_q X_q \gamma_1 c_1}} \quad (3)$$

где  $T'_{ч.с.}$  — максимально достигнутая температура расплавленной частицы;  $\gamma'_1$  и  $c'_1$  — плотность и удельная теплоемкость расплавленной частицы.

Практическая реализация расчета осуществлялась посредством ПЭВМ ДВК-3М с программным обеспечением, позволяющим определять температуру частицы при любых значениях показателя степени  $n$  параболичности кривой. Путем изменения  $n$  добивались максимальной сопоставимости расчетных и экспериментальных значений температуры струи. Определив таким образом значение  $n$  и подставив его в уравнения (1)–(3), можно получить характер

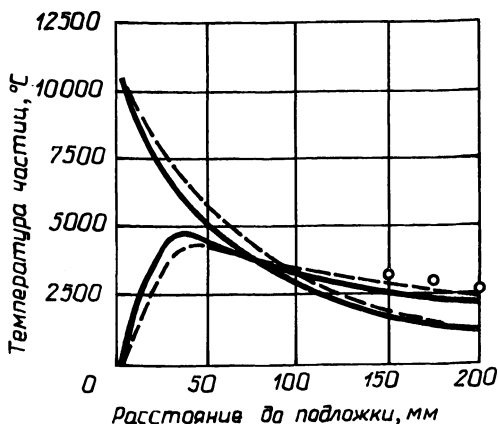


Рис. 1. Зависимость температуры частицы от расстояния до среза сопла плазмотрона

изменения температуры частицы в зависимости от расстояния до среза сопла плазмотрона.

Адекватность полученной модели (1)–(3) реальным условиям процесса проверяли сопоставлением с экспериментальными данными для случая напыления порошка вольфрама в дуге плазмы аргона [2]. Полученные результаты представлены на рис. 1.

Сплошные линии на графике соответствуют данным работы [2], пунктирные — расчетным значениям температуры частиц, полученным с помощью уравнений (1)–(3). Точками на графике обозначены температуры частиц, измеренные методом калориметрирования на расстояниях, соответствующих реальным условиям процесса газотермического напыления в режиме формообразования. При сопоставлении расчетных и экспериментальных данных наблюдается удовлетворительная сходимость результатов, расхождение составляет 4...9%.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Прокопов В.И., Соколов Ю.В. Тепловые процессы в двухфазном потоке при напылении // *Металлургия*. — Мн., 1989. — Вып. 23.
2. Прогрев порошковых материалов в плазменных струях азота и аргона / В.Г. Саксельцев и др. // *Изв. вузов. Машиностроение*. — 1972. — № 1.

УДК 621.746

В.И. ТУТОВ, д-р техн. наук, Е.Б. ДЕМЧЕНКО, канд. техн. наук,  
Г.И. СТОЛЯРОВА, А.Н. КРУТИЛИН, В.А. ГРИНБЕРГ,  
кандидаты техн. наук (БПИ)

#### АНАЛИТИЧЕСКИЙ УЧЕТ ВЛИЯНИЯ КОНВЕКЦИИ НА КИНЕТИКУ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ НЕПРЕРЫВНО-ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ

Исследование кинетики затвердевания полый цилиндрической отливки в процессе вертикального непрерывного литья с открытым уровнем и боковой подачей металла в кристаллизатор показало значительное несовпадение результатов расчета с экспериментальными. Объяснение этому было получено путем

моделирования процесса на прозрачной модели и изучения характера распределения термоконвективных потоков. Анализ результатов моделирования подтвердил предположение, что на процесс затвердевания существенное влияние оказывают конвективные потоки, возникающие при поступлении жидкого металла в полость кристаллизатора. Характер распределения термоконвективных потоков зависит от места подвода металла, неодинаков по периметру и приводит к неравномерности фронта затвердевания, что отрицательно сказывается на стабильности процесса литья.

Предложено аналитически учитывать неравномерное распределение теплоты перегрева по периметру отливки. Для этого вводят понятие интенсивности отвода теплоты перегрева  $i_{пер}$ , зависящей от объема затвердевшего металла  $V_T$ ,

$$i_{пер} = \frac{dQ_{пер}}{dV_T}$$

и угловую переменную координату.

Задаем линейной зависимостью (рис. 1, а)

$$i_{пер} = a_0 + a_1 V_T,$$

считая, что объем затвердевшего металла  $V_T$  по отношению к полному объему отливки  $V$  изменяется пропорционально распределению теплоты перегрева по

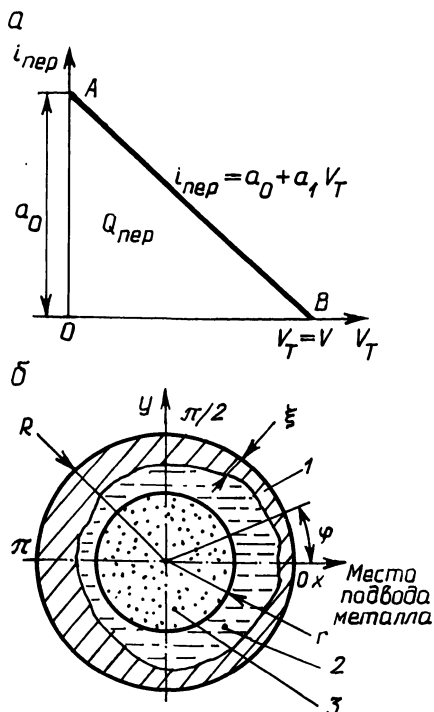


Рис. 1. Схема для расчета кинетики затвердевания корки при неравномерном распределении теплоты перегрева:

$a$  — зависимость теплоты перегрева от объема затвердевшего металла;  $b$  — схема затвердевания отливки по сечению; 1 — затвердевшая корка металла; 2 — жидкий металл; 3 — стержень

периметру сечения (рис. 1, б) и определяется зависимостью

$$V_T = V \sin \varphi / 2,$$

где  $\varphi$  – угловая координата, характеризующая распределение теплоты перегрева относительно места подвода металла в кристаллизаторе.

Точка  $A$  на рис. 1,  $a$  характеризует момент перед началом затвердевания ( $V_T = 0$ ,  $i_{\text{пер}} = a_0$ ), точка  $B$  – окончание затвердевания ( $V_T = V$ ,  $i_{\text{пер}} = 0$ ). Следовательно,

$$a_0 + a_1 V = 0, \quad a_1 = -a_0 / V.$$

Площадь треугольника  $AOB$  соответствует полной теплоте перегрева  $Q_{\text{пер}}$ :

$$a_0 V / 2 = V \rho r_{\text{пер}}, \quad a_0 = 2 \rho r_{\text{пер}},$$

где  $\rho$  – плотность материала отливки;  $r_{\text{пер}}$  – удельная теплота перегрева.

Тогда

$$i_{\text{пер}} = 2 \rho r_{\text{пер}} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2}\right),$$

а полная теплота перегрева, отводимая с фронта затвердевания,

$$Q_{\text{пер}} = \rho r_{\text{пер}} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2}\right)^2 V.$$

Подставляя в уравнение теплового баланса

$$Q_{i, \text{ж}} + Q_{i, \text{т}} = Q_{i+1, \text{ж}} + Q_{i+1, \text{т}} + Q_{i, \text{охл}} + Q_{i, \text{пер}}$$

(где  $Q_{i, \text{ж}}$ ,  $Q_{i, \text{т}}$  – количество теплоты, внесенной в единицу времени соответственно жидким металлом и твердой коркой через сечение  $i$ ;  $Q_{i+1, \text{ж}}$ ,  $Q_{i+1, \text{т}}$ ,  $Q_{i, \text{охл}}$  – количество теплоты, вынесенной через сечение  $i+1$  соответственно жидким металлом, твердой коркой и к охлаждающей среде) и решая его относительно времени формирования отливки  $\Delta t_i$ , получим уточненную расчетную формулу процесса затвердевания полой цилиндрической отливки с учетом неравномерного характера распределения теплоты перегрева  $Q_{\text{пер}}$  по периметру:

$$\Delta t_i = \frac{\rho}{2Rq_{i, \text{ср}}} \left\{ m_i r_{\text{пер}} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2}\right)^2 (R^2 - r^2) + r_{\text{эф}} (2R - \xi_i - \xi_{i+1}) \times \right. \\ \left. \times (\xi_{i+1} - \xi_i) + \frac{1}{3} \frac{c}{\lambda} [q_{i+1} \xi_{i+1}^2 (3R - \xi_{i+1}) - q_i \xi_i^2 (3R - \xi_i)] \right\},$$

где  $\Delta t_i$  – время формирования корки на участке  $\Delta l_i$ ;  $R$  – радиус отливки;  $q_{i, \text{ср}}$ ,  $q_i$ ,  $q_{i+1}$  – удельный тепловой поток соответственно средний на участке  $\Delta l_i$ , через сечения  $i$ ,  $i+1$ ;  $m_i$  – доля отведенной теплоты перегрева;  $r$  – радиус стержня;  $r_{\text{эф}}$  – эффективная удельная теплота кристаллизации;  $\xi_i$ ,  $\xi_{i+1}$  –

толщина затвердевшей корки соответственно в сечениях  $i, i+1$ ;  $c$  – удельная теплоемкость твердого металла;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

Сравнение экспериментальных, полученных с помощью серных отпечатков, и расчетных данных показало, что расчетная формула вполне удовлетворительно описывает кинетику затвердевания отливки при несимметричном подводе металла в полость кристаллизатора.

УДК 621.762:669-158.81

А.С. КАЛИНИЧЕНКО, Ю.А. ЛОСЮК,  
Н.П. ЖВАВЫЙ, кандидаты техн. наук, М.А. АНТОНЕВИЧ (БПИ)

### ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕНТ ИЗ МАГНИЯ

Известно, что сплавы на основе магния характеризуются большой жесткостью, что вызывает определенные трудности при прокатке тонких лент из слитков.

В связи с этим была поставлена задача изучить возможность получения лент из магния методом непрерывного литья на вращающийся валок и установить зависимости между основными технологическими параметрами процесса.

Одна из сложностей задачи заключается в том, что магний и сплавы на его основе отличаются большой склонностью к окислению. Чтобы подавить горение перегретого металла, при плавлении применялся флюс Ви-2. В процессе литья магния на водоохлаждаемый валок в зоне разлива расплава, кристаллизации и охлаждения ленты создавалась защитная среда. Кроме того, особенностью разлива является необходимость поддерживать в течение процесса небольшой перегрев расплава.

Анализ процесса литья лент на вращающийся валок показывает, что определяющими параметрами процесса являются толщина ленты; термическое сопротивление на границе "поверхность валка – расплав"; скорость движения ленты; высота уровня расплава, в пределах которой формируется лента; температура заливки.

Эти величины принимались во внимание при обработке экспериментальных и теоретических данных. В результате получено регрессионное уравнение, связывающее толщину магниевой ленты ( $X, \text{м}$ ) с основными параметрами технологического процесса литья:

$$X = \exp(8,3872 - 1,33 \cdot 10^{-4} a_1 - 4,291w + 1,55H - 0,0063 T_{\text{зал}}),$$

где  $a_1$  – коэффициент теплоотдачи от расплава к валку,  $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ;  $w$  – скорость движения ленты,  $\text{м}/\text{с}$ ;  $H$  – высота уровня расплава,  $\text{м}$ ;  $T_{\text{зал}}$  – температура заливки,  $\text{К}$ .

На основе анализа экспериментальных данных и с использованием приведенного уравнения построена номограмма для определения толщины магниевой ленты (рис. 1).

Из номограммы видно, что при получении ленты толщиной 2 мм с



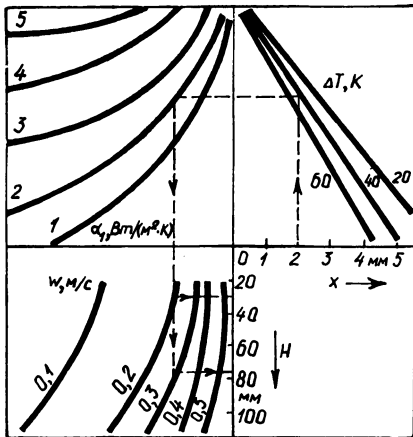


Рис. 1. Номограмма для определения толщины ленты из магниевого сплава:

1 -  $\alpha_1 = 20\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ; 2 -  $15\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ; 3 -  $10\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ; 4 -  $6500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ; 5 -  $5000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$

перегревом расплава  $40 \text{ К}$  и при коэффициенте теплоотдачи  $\alpha_1 = 15\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$  требуется соблюдать соотношение между скоростью литья и высотой уровня расплава. Для скорости  $0,2 \text{ м}/\text{с}$  высота должна быть  $30 \text{ мм}$ , а для  $0,3 \text{ м}/\text{с}$  -  $75 \text{ мм}$ . Данная схема подвода расплава требует модернизации при получении лент толщиной свыше  $4 \text{ мм}$ . При том же перегреве и интенсивности теплоотдачи скорость литья должна быть не выше  $0,1 \text{ м}/\text{с}$  (соответствующая высота -  $80 \text{ мм}$ ). При литье со скоростью выше  $0,1 \text{ м}/\text{с}$  требуется значительно увеличить зону контакта ленты с расплавом, что ведет к нестабильности процесса вследствие неустойчивого теплового режима.

Таким образом, проводимый математический анализ дает возможность определить оптимальные технологические параметры получения лент заданной толщины из магниевого сплава.

УДК 621.74

Р.И. ЕСЬМАН, Н.П. ЖМАКИН, кандидаты техн. наук,  
Д.Г. РУСЕВ, Ю.П. ЯРМОЛЬЧИК (БПИ)

### ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В РАСЧЕТАХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СЛОЖНЫХ ОТЛИВОК

Математическая модель процесса затвердевания сложной отливки в несимметричных условиях теплообмена включает систему дифференциальных уравнений нестационарной теплопроводности с теплофизическими свойствами, зависящими от температуры. Для решения задач затвердевания должны быть решены пять дифференциальных уравнений типа

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

$$+ \frac{\partial}{\partial z} \left[ \lambda(T) r \frac{\partial T_i(r, t, \tau)}{\partial t} \right] \Bigg\}, \quad r, z \in V_i, T_i \in [T_H, T_0]. \quad (1)$$

Представление выделения скрытой теплоты в отливке при изотермической кристаллизации или в конечной области кристаллизации есть вопрос первостепенной важности, поскольку скрытая теплота велика относительно других факторов. Выделение скрытой теплоты можно представить разными способами [1]. Известны методы слежения за фронтом фазового превращения, методы энтальпии на фиксированной стенке, метод фиктивного теплового потока. Если теплота фазового превращения определена теоретическим или экспериментальным путем вместе с теплоемкостью как спектральная теплота, то в уравнении (1)  $c_2(T) = S_2(T)$  [2]. Тогда легко можно применить метод энтальпии на фиксированной сетке. Для материала отливки в случае конечного интервала кристаллизации энтальпия находится из соотношений:

$$h = \int_{T_H}^T \rho_3(T) c_3(T) dt; \quad T_H \leq T \leq T_s;$$

$$h = \int_{T_H}^{T_s} \rho_3(T) c_3(T) dT + \int_{T_s}^{T_i} \rho_2(T) S_2(T); \quad T_s < T \leq T_L;$$

$$h = \int_{T_H}^{T_s} \rho_3(T) c_3(T) dT + \rho_2(T) S_{2\text{эф}} + \int_{T_L}^{T_0} \rho_1(T) c_1(T) dT;$$

$$T_L < T \leq T_{01}.$$

Аналогичным способом можно определить энтальпии кокиля и стержня. Заданы следующие граничные условия (рис. 1) на линии  $\Gamma_1$ :

$$-\lambda_4(T) \frac{\partial T_4}{\partial r} = \alpha_4 [T_4(r, t, \tau) - T_{0c}], \quad r, t \in \Gamma_1.$$

На границе  $\Gamma_2$  в начальном периоде затвердевания задаются граничные условия IV рода ввиду плотного контакта между отливкой и кокилем:

$$-\lambda_1(T) \frac{\partial T_1}{\partial r} = -\lambda_4(T) \frac{\partial T_4}{\partial r};$$

$$T_1(r, t, \tau) = T_4(r, t, \tau), \quad r, t \in \Gamma_2.$$

После образования твердой корки в отливке появляется газовый зазор, в области которого задаются граничные условия III рода [3]:

$$-\lambda_3(T) \frac{\partial T_3}{\partial n} = -\lambda_4(T) \frac{\partial T_4}{\partial n} = \alpha_\delta [T_3(r, t, \tau) - T_4(r, t, \tau)],$$

$$r, t \in \Gamma_3,$$

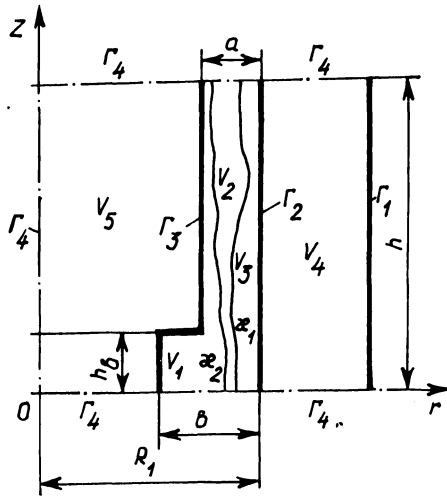


Рис. 1. Расчетная схема

где

$$a_{\delta} = \frac{\lambda_3(T)}{\delta_3} [T_3(r, t, \tau) - T_4(r, t, \tau)] + \\ + \epsilon_{3,4} \sigma_s [T_3^4(r, t, \tau) - T_4^4(r, t, \tau)].$$

На границе  $\Gamma_3$

$$-\lambda_5(T) \frac{\partial T_s}{\partial n} \Big|_{\Gamma_3} = \lambda_i(T) \frac{\partial T_i}{\partial n} \Big|_{\Gamma_3}, \quad i = 1, 2, 3, \\ r, t \in \Gamma_3.$$

На границе  $\Gamma_4$

$$\frac{\partial T_i}{\partial n} = 0, \quad i = 1, \dots, 5, \quad r, t \in \Gamma_4.$$

На границах  $\kappa_1$  и  $\kappa_2$  задаются условия "склеивания" решений:

$$T_1(r, t, \tau) \Big|_{\kappa_1} = T_2(r, t, \tau) \Big|_{\kappa_1}, \quad r, t \in \kappa_1; \\ T_2(r, t, \tau) \Big|_{\kappa_2} = T_3(r, t, \tau) \Big|_{\kappa_2}, \quad r, t \in \kappa_2.$$

Величина газового зазора определяется как перемещение внутренней поверхности кокиля (длинный полый цилиндр) из решения задачи термоупругости [4]:

$$U_r = \frac{\beta_{T_1} R_2}{\gamma} [(1 + \nu_1) \int_{\gamma_1}^{\gamma} \theta \gamma d\gamma + \frac{(1 - \nu_1) \gamma^2 + (1 + \nu_1) \gamma_1^2}{1 - \gamma_1^2} \int_{\gamma_1}^{\gamma} \theta \gamma d\gamma]$$

при  $\gamma_1 = 1$ ,  $\beta_{T_1} = \beta_T(1 + \nu)$ ,  $\nu_1 = \nu/(1 - \nu)$ .

Начальные условия:

$$T_1(r, z, 0) = T_0, T_4(r, t, 0) = T_H, T_5(r, t, 0) = T_c.$$

Задача решена методом конечных элементов. Поставлена прямая вариационная задача, связанная с минимизацией функционала:

$$I = \int_V \frac{1}{2} [\lambda(T) \left(\frac{\partial T_i}{\partial r}\right)^2 + \chi(T) \left(\frac{\partial T_i}{\partial t}\right)^2 + 2c_i(T) P_i(T) \frac{\partial T_i}{\partial r} T_i] dV. \quad (2)$$

Температура аппроксимируется линейной комбинацией базисных функций:

$$T(r, t, \tau) = \sum_{i=1}^n N_i(r, t) \Phi_i(\tau). \quad (3)$$

Подставляя (3) в (2), после минимизации получаем систему обыкновенных дифференциальных уравнений вида

$$[c] \left\{ \frac{d\Phi}{d\tau} \right\} + [K] \{\Phi\} = \{F\},$$

где  $[c]$  и  $[K]$  — матрицы теплоемкости и теплопроводности;  $\{F\}$  — вектор свободного члена.

Элементы матрицы имеют вид:

$$[K] = \sum_{n=1}^{N_e} \left( \int_{V_n^*} [B]^T [D] [B] dV + \int_{\Gamma^n} a [N]^T [N] d\Gamma \right);$$

$$[c] = \sum_{r=1}^{N_r} \left( \int_{V_r} \bar{c}' [N]^T [N] dV \right);$$

$$\{F\} = \sum_{n=1}^{N_e} \left( \int_{\Gamma_n^*} a T_c [N]^T d\Gamma \right),$$

$$\text{где } [B] = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_1}{\partial r} & \frac{\partial N_2}{\partial r} & \dots & \frac{\partial N_m}{\partial r} \\ \frac{\partial N_1}{\partial z} & \frac{\partial N_2}{\partial z} & \dots & \frac{\partial N_m}{\partial z} \end{bmatrix}; \quad [D] = \begin{bmatrix} \bar{\lambda} & 0 \\ 0 & \bar{\lambda} \end{bmatrix}.$$

Для вычисления теплоемкости применяется техника усреднения, которая характеризуется тем, что вычисляется среднее значение  $\partial H / \partial T$  по элемен-

ту. Такой метод применяется и при вычислении коэффициента теплопроводности элемента:

$$\bar{c}' = \left\{ \frac{\left[ \left( \frac{\partial H}{\partial r} \right)^2 + \left( \frac{\partial H}{\partial t} \right)^2 \right]}{\left[ \left( \frac{\partial T}{\partial r} \right)^2 + \left( \frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 \right]} \right\}^{1/2}$$

$$\bar{\lambda}' = \left\{ \frac{\left[ \left( \frac{\partial H_\lambda}{\partial r} \right)^2 + \left( \frac{\partial H_\lambda}{\partial t} \right)^2 \right]}{\left[ \left( \frac{\partial T}{\partial r} \right)^2 + \left( \frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 \right]} \right\}^{1/2}, \quad (4)$$

где  $H_\lambda = \int_{T_H}^T \lambda dT$ .

Производные  $\partial H/\partial r$ ,  $\partial H/\partial z$ ,  $\partial H_\lambda/\partial r$  аппроксимируются внутри конечного элемента таким же способом, как и при аппроксимации функции для температуры, с использованием базисных функций.

Дискретизация производной по времени в уравнении (4) выполняется техникой конечных разностей. Общий класс двухвременно-уровневых схем обозначается как  $\theta$ -метод:

$$c^{n+\theta} (\Phi^{n+1} - \Phi^n) / (\Delta t) + k^{n+\theta} [\theta \Phi^{n+1} + (1-\theta) \Phi^n] = F^{n+\theta}; \quad (5)$$

$$0 \leq \theta \leq 1.$$

$\theta$ -метод безусловно устойчивый с  $\theta > 1/2$  для линейных и нелинейных условий [1]. Здесь использована схема Галеркина ( $\theta = 2/3$ ), которая требует итерационного решения.

Для решения системы алгебраических уравнений, получаемых из выражения (5), используется метод верхней релаксации.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. D a l h u s e n A. T., S e g a l A. Comparison of finite element techniques for solidification problems // Int. J. Num. Meth. Eng. 1986. – Vol. 23. 2. Вейник А.И. Расчет отливки. – М., 1964. 3. Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Шуб Л.И. Расчеты процессов литья. – Мн., 1977. 4. Коваленко А.Д. Термоупругость. – Киев, 1975.

А.М. ЛАЗАРЕНКОВ, Б.М. ДАНИЛКО,  
С.Н. ВИНЕРСКИЙ, кандидаты техн. наук (БПИ)

## УСЛОВИЯ ТРУДА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК В КОКИЛЬ

Условия труда на рабочих местах литейных цехов характеризуются совокупностью факторов производственной среды, к которым относятся параметры метеоусловий, интенсивность теплового излучения, содержание пыли и вредных веществ в воздухе рабочей зоны, освещенность, шум, вибрация.

Анализ параметров метеоусловий на участках цеха по производству отливок в кокиль показал, что температура и скорость движения воздуха на большинстве рабочих мест имеют повышенные значения. Наиболее неблагоприятные условия наблюдаются на рабочих местах заливщиков кокилей и плавильщиков, где превышение температуры по сравнению с допустимыми значениями достигает  $6^{\circ}\text{C}$  в любое время года. Скорость движения воздуха на рабочих местах превышает допустимые нормы из-за воздушного душирования. Кроме того, при открытых воротах цеха скорости движения воздуха возрастают, создавая сквозняки.

Воздушное душирование для снижения температуры в цехе до нормативных значений не решает возложенной на него задачи, так как на участках цеха имеется большое количество источников тепловых излучений, таких как вагранка, жидкий металл, залитые металлом кокили, извлеченные из форм отливки. Интенсивность теплового потока на рабочих местах изменяется в широких пределах от 350 до  $7000\text{ Вт/м}^2$  при нормативном значении  $348\text{ Вт/м}^2$  (табл. 1).

Освещенность при искусственном освещении для большинства рабочих мест оказалась недостаточной, в 1,5...2 раза, а на ряде рабочих мест в 4–6 раз ниже нормативной. Предусмотренная в цехе система освещения не обеспечивает требуемой освещенности, так как работают не все источники света (перегоревшие лампы заменяются несвоевременно), сроки чистки светильников не соблюдаются.

Табл. 1. Интенсивность теплового потока на рабочих местах литейного цеха

Рабочее место, операция	Интенсивность теплового потока, $\text{Вт/м}^2$
Рабочее место заливщика кокилей:	
у нагретых кокилей	350...450
при окраске	700...1400
при заливке	2100...4200
при извлечении отливок	1050...2900
у извлеченных отливок	700...2340
Сушка ковшей	350...1750
Рабочее место вагранщика (при наполнении ковша металлом)	5600...7000

Табл. 2. Уровни звука и звукового давления на рабочих местах литейного цеха (в сравнении с нормативными значениями)

Рабочее место, технологическое оборудование	Уровни звукового давления, дБ, в октавных полосах со среднегеометрическими частотами, Гц										Уровни звука, дБА
	31,5	63	125	250	500	1000	2000	4000	8000		
Рабочее место вагранщика	92	87	81	82	81	79	77	70	72	84	
Рабочее место стерженщика	75	65	67	65	77	76	66	66	65	76	
Приготовление противопригарных покрытий	68	65	65	63	58	61	56	54	42	66	
Изготовление форм на плацу	91	86	83	85	84	83	80	77	75	88	
Кокильный стенд мелких отливок	87	82	82	83	80	81	79	76	72	87	
Кокильный стенд средних отливок	91	86	87	86	84	88	80	74	72	89	
Обдирочно-шлифовальный станок	96	95	88	91	90	96	101	95	96	103	
Линия оснаждачивания отливок	102	96	92	93	94	94	92	90	83	100	
Очистная проходная камера	106	102	95	95	94	95	90	91	84	97	
Нормативные значения	110	99	92	86	83	80	78	76	74	85	

Анализ содержания пыли в воздухе рабочей зоны различных участков цеха показал, что запыленность, как правило, превышает допустимые санитарные нормы, причем при кокильном литье запыленность в основном создается черной сажей, входящей в состав противопригарной краски и наносимой на поверхности кокилей с помощью пульверизатора. Концентрация пыли на рабочих местах у кокильных стендов в среднем достигает  $7,6...29,6 \text{ мг/м}^3$ , а на ряде рабочих мест —  $95...110 \text{ мг/м}^3$ . На рабочих местах наждачников в литье концентрация пыли электрокорунда и чугуна составляет  $6,2...19,4 \text{ мг/м}^3$ .

Из вредных веществ в воздухе рабочих зон отмечаются оксиды углерода и азота. На рабочем месте вагранщика содержание оксида углерода превышает предельно допустимую концентрацию в 2–2,7 раза, а оксидов азота — в 1,5–1,7 раза, на рабочих местах заливщиков кокилей концентрация оксида углерода, как правило, не превышает нормы, но на отдельных местах она выше ПДК в 1,3–2 раза.

Повышенные концентрации пыли и вредных веществ в воздухе рабочей зоны в основном обуславливаются недостаточно эффективной работой систем вентиляции и обеспыливания воздуха, а также несовершенством технологического процесса получения отливок в кокиль.

Уровни звука и звукового давления на рабочих местах в основном не превышают допустимых значений или это превышение невелико и составляет 1...4 дБ. Наибольшее превышение шума характерно для обрубного отделения, где оно составляет 10...26 дБА (табл. 2).

Источниками интенсивного шума являются обдирочно-шлифовальные станки, линии обнаж­дачивания отливок и очистная проходная камера. При­чем уровень шума, создаваемого при обработке отливок на этом оборудовании, зависит от режима обработки, характера операции, конфигурации обрабаты­ваемого литья, состава чугуна и т. д. В спектре шумов, создаваемых при обра­ботке литья, преобладают высокочастотные шумы, наиболее вредные для человека.

Таким образом, условия труда при производстве отливок в кокиль явля­ются весьма неблагоприятными для здоровья работающих и могут служить причиной ряда заболеваний, приводят к снижению работоспособности, повы­шают утомляемость, притупляют внимание. Все это ставит перед литейщиками неотложную задачу по значительному улучшению условий и безопасности труда.

УДК 621.715.046

О.А. БЕЛЫЙ, канд. техн. наук, С.С. ДЕЩИЦ, С.И. ДИНЕРШТЕЙН,  
Ю.П. МАПОВАЛОВ, И.С. ЩЕМЕЛЕВ (БПИ)

### ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ ИЗ ОТВЕРЖДАЕМЫХ В ВЕНТИЛИРУЕМОЙ ОСНАСТКЕ СТЕРЖНЕЙ

При разработке новой технологии получения стержней важной задачей яв­ляется токсикологическая оценка процесса. Эта оценка проводится путем определения валовых выделений вредных веществ как во время отверждения стержней в оснастке, так и при последующем доотверждении их на воздухе.

Газы, образующиеся при отверждении стержней в нагреваемой оснастке, удаляли непосредственно из стержневого ящика через систему вент и каналов с помощью вакуумного насоса. Скорость поступления атмосферного воздуха в оснастку изменяли в пределах от 1 до 5 м<sup>3</sup>/ч. Увеличение интенсивности от­соса до 8 м<sup>3</sup>/ч вызывало снижение температуры оснастки на 15...20 °С.

Отбор газозоо­душной смеси из системы вакуумирования для химическо­го анализа осуществлялся в параллельных измерительных цепях одновремен­но по нескольким компонентам [ 1 ]. Для определения газовой выделений при до­отверждении на воздухе изготовленные в вентилируемой оснастке стержни по­мещали в камеру, через которую просасывали воздух. Интенсивность прососа выбирали таким образом, чтобы скорость воздушных потоков составляла 0,1...0,3 м/с, что соответствует естественным конвективным потокам воздуха на стержневых участках литейных цехов.

Стержни-образцы общей массой 0,25 кг изготавливали на автомате мод. 4735 при следующих параметрах процесса: температура оснастки — 240 °С, время отверждения и отсоса газов — 40 с. Содержание связующего КФ-90 в смеси — 2,5 % (по массе).

В процессе исследований установлено, что с увеличением интенсивности прососа воздуха через оснастку валовые выделения вредных газовых состав­ляющих возрастают (рис. 1). Токсичность газовой выделений из стержневых смесей оценивается как сумма условных токсичностей всех компонентов газовой



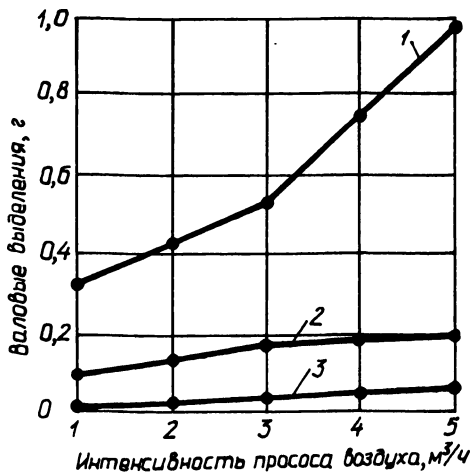


Рис. 1. Влияние интенсивности прососа воздуха через оснастку на выделение газов из отверждаемой смеси:

1 – фурфуровый спирт; 2 – аммиак;  
3 – формальдегид

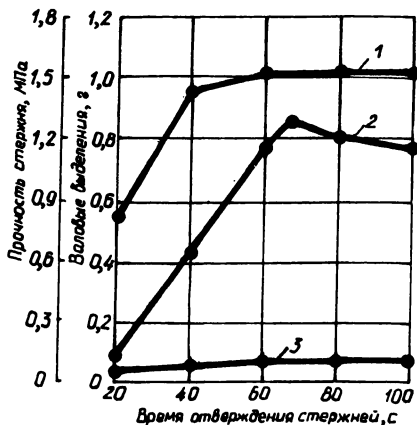


Рис. 2. Влияние продолжительности отверждения стержней на прочность и газовыделение при интенсивности прососа воздуха 5 м³/ч:

1 – фурфуровый спирт; 2 – прочность стержня; 3 – формальдегид

го потока [2]. Условная токсичность  $T$  смеси определяется как сумма условных токсичностей выделяющихся газовых компонентов.

$$T = \sum \frac{V_i}{\text{ПДК}}$$

где  $V_i$  – удельное содержание вредного вещества, выделившегося при отверждении 1 кг смеси; ПДК – предельно допустимая концентрация вещества в рабочей зоне, мг/м³ [3].

Табл. 1. Условная токсичность вредных газов, выделяющихся из стержней

Показатели	Токсичные компоненты				
	Фурфуровый спирт	Аммиак	Формальдегид	Фенол	Фурфурол
ПДК рабочей зоны, мг/м³	200	20	0,05	0,3	10
Выделения при отверждении в оснастке, мг/кг	3958	781	200	4,1	6,4
Токсичность при отверждении	19,8	39,5	4000	13,6	0,6
Выделения при доотверждении вне оснастки, мг/кг	172	92	16,1	0,6	0,5
Токсичность при доотверждении	0,9	4,6	322	2	0,05

Результаты расчетов токсичности при интенсивности вентиляции  $5 \text{ м}^3/\text{ч}$  приведены в табл. 1.

Из таблицы видно, что суммарная токсичность газовыделений при отверждении в оснастке составляет свыше 4073 условных единиц, а при доотверждении вне оснастки более 330 единиц, причем наибольшую опасность для здоровья рабочих литейных цехов представляет формальдегид.

Значительный интерес вызывает вопрос взаимосвязи газовыделений с процессом отверждения. При увеличении времени отверждения стержней в вентилируемой оснастке (рис. 2) с 40 до 60 с выделения фурилового спирта и формальдегида увеличиваются незначительно, а затем практически прекращаются. Это объясняется тем, что реакция полимеризации за это время успевает пройти во всем объеме стержня, что подтверждается и прекращением прироста прочности стержня.

Данный подход дает возможность определить не только токсичность применяемых в литейном производстве связующих, но также оптимизировать технологию в отношении экологии.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А.с. 1352295 (СССР). Способ отбора газовых смесей для анализа / П.П. Ковалев и др. 2. Литейные связующие в массовом производстве: Каталог ВНИИОТ. — Свердловск, 1987. 3. Б е с п а м я т н о в Г.П., К р о т о в Ю.А. Предельно допустимые концентрации химических веществ в окружающей среде. — Л., 1985.

УДК 621.74:658.382

С.Н. ВИНЕРСКИЙ, Б.М. ДАНИЛКО, А.М. ЛАЗАРЕНКОВ,  
кандидаты техн. наук (БПИ)

#### АНАЛИЗ ЗАПЫЛЕННОСТИ ВОЗДУХА В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

Производственная пыль в литейных цехах пока еще является основным вредным фактором, вызывающим пневмокониозы, из которых наиболее распространен и опасен силикоз, составляющий половину всех профессиональных заболеваний рабочих-литейщиков. Большинство опрошенных рабочих считают наиболее неблагоприятным фактором для работы в литейных цехах повышенную запыленность воздушной среды. Эта проблема в литейном производстве является весьма злободневной, учитывая, что в настоящее время около 80 % отливок изготавливают в разовых песчаных формах и в ближайшие десятилетия не предвидится существенных изменений.

Исследования воздуха рабочей зоны различных участков литейных цехов ряда отраслей промышленности показали, что содержание пыли, как правило, превышает предельно допустимую концентрацию (ПДК). Так, концентрация пыли на рабочем месте земледела у бегунов составляет  $10...15 \text{ мг}/\text{м}^3$ , при транспортировке горелой земли —  $30...40 \text{ мг}/\text{м}^3$ ; на рабочем месте стерженщика при работе с жидкими самотвердеющими смесями —  $5...9 \text{ мг}/\text{м}^3$ , а при изготовлении стержней по  $\text{CO}_2$ -процессу —  $2...4 \text{ мг}/\text{м}^3$ ; на рабочем месте формов-

щика машинной формовки — 6...10 мг/м<sup>3</sup>, а при заливке форм жидкими самоотвердевающими смесями — 8...12 мг/м<sup>3</sup>; на рабочем месте шихтовщика вагранки — 6...8 мг/м<sup>3</sup>, вагранщика — 7...9 мг/м<sup>3</sup>, заливщика форм металлом — 5...7 мг/м<sup>3</sup>; на рабочем месте выбивщика форм — 18...28 мг/м<sup>3</sup>, гидромойщика — 4...8 мг/м<sup>3</sup>, у галтовочного барабана — 12...16 мг/м<sup>3</sup>; на рабочем месте обрубщика при работе рубильным молотком и пневмонаждаком составляет 15...26 мг/м<sup>3</sup>. Указанные концентрации пыли являются средними и в отдельные промежутки времени могут достигать больших значений.

Такие концентрации кварцсодержащих пылей в воздушной среде на рабочих местах литейных цехов создают повышенную опасность заболевания силикозом. Проведенные исследования показали, что содержание двуоксида кремния в пыли стержневых участков составляет до 40...60 %, формовочных — до 35...50, плавильно-заливочных — до 30, выбивных — до 60...80, обрубочно-очистных — до 15...30 %, что значительно повышает вероятность развития профессионального заболевания.

Необходимо также учитывать неблагоприятный микроклимат литейных цехов, в частности большие скорости движения воздуха на рабочих местах, из-за которых пыль, образующаяся при отдельных технологических операциях, распространяется по тем зонам цеха, где выделение пыли отсутствует. Кроме того, состояние системы вентиляции в литейных цехах не отвечает требованиям как с точки зрения ее организации применительно к условиям технологических процессов, так и соблюдения режимов эксплуатации.

Изучение существующих способов литья в песчаные формы показало, что многие виды технологического оборудования или не имеют укрытий и встроенных местных отсосов, или применяемые местные отсосы недостаточно эффективны, обслуживание и ремонт устройств по герметизации и изоляции пыльных процессов и операций осуществляется несвоевременно и не на должном уровне.

Таким образом, для значительного уменьшения концентрации пыли в воздухе рабочих зон литейных цехов и устранения вероятности профессиональных заболеваний у работающих необходимо повысить эффективность работы систем обеспыливания воздуха и вытяжной вентиляции, герметизировать источники пылеобразования, использовать жидкие самоотвердеющие смеси, соблюдать сроки планово-предупредительных осмотров и ремонтов устройств пылеулавливания.

*УДК 621.745.57*

**О.А. БЕЛЫЙ, канд. техн. наук, Д.Н. ХУДОКОРМОВ, д-р техн. наук,  
В.И. ГЛУХОВСКИЙ, А.М. БЕСЕДИН (БПИ)**

### **МЕХАНИЗМ ОЧИСТКИ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ В НИЗКОНАПОРНОМ МОКРОМ ПЫЛЕУЛОВИТЕЛЕ**

Процесс пылеулавливания в аппаратах мокрого типа зависит в основном от того, насколько эффективно осуществляется подвод частиц к каплям жидкости. Анализ теоретических и экспериментальных работ показывает, что

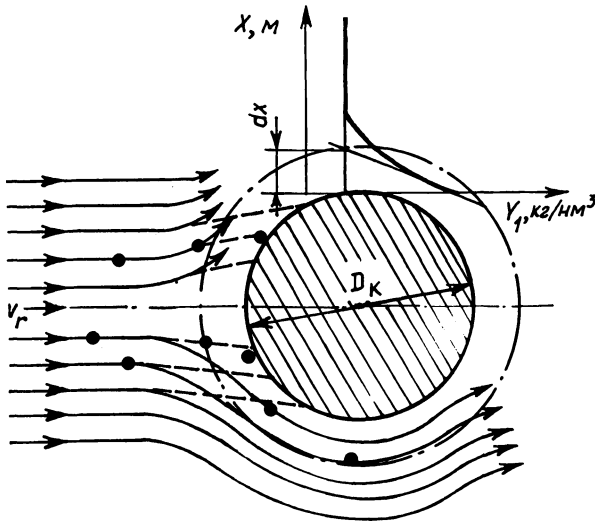


Рис. 1. Механизм осаждения частиц пыли на конденсирующейся капле:

— — — — — линии тока ваграночного газа; - - - - - линии движения пылевых частиц; — — — — — пограничный слой капли

улавливание фракций пыли размером более  $10^{-7}$  м происходит вследствие инерционного механизма осаждения, сущность которого заключается в следующем [ 1 ].

Взвешенные в газе частицы характеризуются небольшой массой. Они совершают свое движение по одной траектории с молекулами газа. В непосредственной близости от капли линии тока газов начинают искривляться. При этом частицы, обладающие значительной инерцией, стремятся сохранить свое первоначальное направление движения и достигают поверхности капли (рис.1). Основным показателем данного типа осаждения является длина инерционного пробега. Для ее определения используем дифференциальное уравнение движения частицы:

$$m_{\text{ч}} \frac{dv_{\text{ч}}}{d\tau} = C_{\text{ч}} A_{\text{ч}} \frac{w_{\text{ч}}^2 \rho_{\text{г}}}{2}, \quad (1)$$

где  $m_{\text{ч}}$ ,  $v_{\text{ч}}$ ,  $w_{\text{ч}}$  — масса, абсолютная и относительная скорости движения частицы;  $C_{\text{ч}}$  — коэффициент лобового сопротивления частицы;  $A_{\text{ч}}$  — площадь поперечного сечения частицы, перпендикулярного к направлению движения;  $\rho_{\text{г}}$  — плотность газа.

Коэффициент  $C_{\text{ч}}$  зависит от характера движения частицы и однозначно определяется критерием Рейнольдса. В низконапорных мокрых пылеуловителях (МПУ) скорость газового потока обычно не превышает 5 м/с и ламинарный режим движения частиц характерен для высокодисперсных фракций ваграночной пыли.

Сила сопротивления, действующая на частицу при ее движении, описывается законом Стокса:

$$F_c = 3\pi\mu_r D_c w_c, \quad (2)$$

где  $\mu_r$  — коэффициент динамической вязкости газов;  $D_c$  — диаметр частицы.

Вместе с тем в отдельные периоды плавки структура обтекания газом частицы может изменяться. Все большее значение оказывают вихри, образующиеся с задней стороны обтекаемого тела. Поэтому газ затрачивает энергию не только на преодоление трения, возникающего между поверхностью частицы и газом, но и на обратную тягу, создаваемую вихрями. Такой режим движения характерен, например, для крупных частиц пыли в период проплавления шихты. При значениях  $Re_c > 2$  для расчета  $C_c$  можно воспользоваться эмпирической формулой [2]

$$C_c = \frac{12}{\sqrt{Re_c}}. \quad (3)$$

Интегрируя выражение (1) с учетом зависимостей (2), (3), получим систему уравнений для определения длины инерционного пробега частицы (рис. 1) при различных режимах ее движения:

$$\left\{ \begin{array}{l} l = \frac{D_c^2 \rho_c w_c}{18\mu_r} \quad \text{при } Re_c \leq 2; \\ l = \frac{D_c^{1,5} \rho_r w_c^{1,5}}{13,5 \nu_r^{0,5} \rho_r} \quad \text{при } Re_c > 2, \end{array} \right.$$

где  $\nu_r$  — коэффициент кинематической вязкости газов.

В общем случае относительная скорость частицы определяется следующим образом:

$$w_c = v_r \pm v_c,$$

где знак минус относится к прямоточной схеме движения частицы и газа, а плюс — к противотоку.

Однако применительно к условиям очистки ваграночных газов процесс движения высокодисперсного аэрозоля имеет ряд отличительных особенностей. Во-первых, сила тяжести частиц пыли не оказывает существенного влияния на динамику их движения. Из-за небольшой массы скорость мелких фракций пыли соответствует скорости ваграночных газов. Во-вторых, процесс движения частиц происходит при высоких градиентах температуры и концентрации водяного пара. В нижней части пылеуловителя разность температур орошающей жидкости и ваграночного газа составляет 973...1173 К, а разность концентраций водяного пара у поверхности капли и в газовом потоке может достигнуть 0,2...0,3 кг/м<sup>3</sup>. В результате движение ваграночной пыли будет осложняться процессами тепло- и массообмена. На частицу пыли, находящуюся в пределах пограничного слоя испаряющейся капли или капли, на которой происходит конденсация, оказывают действие силы термо- и диффузиофореза, а также стефановское течение.

Учитывая, что в пределах пограничного слоя имеет место линейный закон распределения концентрации паров жидкости, его толщину условно можно определить как расстояние от поверхности испарения до точки пересечения касательной линии, соответствующей линейному изменению концентрации, с линией, соответствующей концентрации паров в газовой среде.

С учетом этих замечаний выражение для определения относительной скорости частицы можно представить в виде

$$w_{\text{ч}} = v_{\text{г}} + v_{\text{м}},$$

где  $v_{\text{м}}$  — скорость движения частицы, обусловленная процессами тепло- и массообмена.

Таким образом, полученные зависимости позволяют рассчитать эффективность захвата твердых частиц пыли с учетом различных механизмов осаждения.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Очистка промышленных газов от пыли / В.Н. Ужов и др. — М., 1981.
2. Салтанов Г.А. Сверхзвуковые двухфазные течения. — Мн., 1972.

# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.73.043

А.В. СТЕПАНЕНКО, акад. АН БССР,  
Н.И. КРАВЧЕНКО, канд. техн. наук (ФТИ)

## СИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС В РАЗЪЕМНЫХ МАТРИЦАХ

Существующие аналитические решения, позволяющие определять удельное усилие закрытой штамповки цилиндрических шестерен с оформлением зубьев, сложны для практического применения, в них не учитывается давление в момент завершения заполнения металлом элементов гравюры штампа.

Для определения удельных усилий деформирования и контактных напряжений использован метод совместного решения приближенных уравнений равновесия и пластичности, позволяющий получить решение в замкнутом виде и представить его в виде расчетных формул. Формообразование зуба рассматривали как процесс выдавливания металла в сужающийся канал матрицы. Задачу сводили к плоской и рассматривали профиль зуба в торцовом сечении (рис. 1).

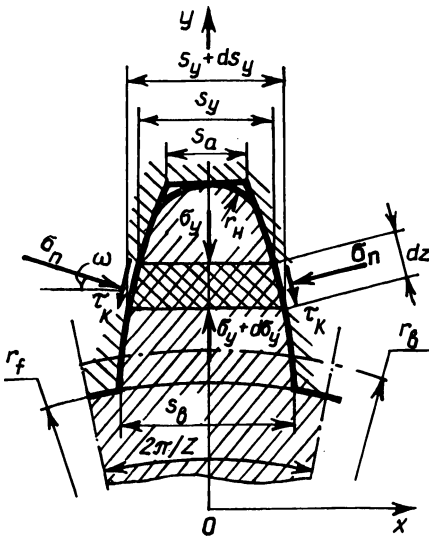


Рис. 1. Схема к расчету напряжений

Полное давление  $\sigma_{уп}$ , необходимое для деформирования при течении металла во впадину матрицы, определяется сопротивлением течению в отдельных элементах гравюры:

$$\sigma_{уп} = \sigma_{yx} + \sigma_y, \quad (1)$$

где  $\sigma_{yx}$  — давление, обусловленное сопротивлением течению металла на входе во впадину матрицы;  $\sigma_y$  — давление, вызванное сопротивлением течению металла в сужающуюся впадину матрицы.

Давление, обусловленное сопротивлением течению металла на входе во впадину матрицы, определяем согласно [ 1 ], подставив параметры профиля зуба матрицы:

$$\sigma_{y_{вх}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s [0,5 + 2,75 \lg \frac{2\pi r_f}{z s_b} + \frac{s_b + H}{H s_b} (r_b - r_f)], \quad (2)$$

где  $\sigma_s$  – напряжение текучести деформируемого материала при данной температуре и скорости деформации;  $r_f$ ,  $r_b$  – радиусы соответственно выступов и основной окружности матрицы;  $z$  – число зубьев;  $s_b$  – ширина впадины по основной окружности;  $H$  – высота матрицы.

Давление  $\sigma_y$  определяли совместным решением дифференциального уравнения равновесия выделенного элемента и уравнения пластичности при условии постоянства сил внешнего трения  $\tau_k$  [2]:

$$\tau_k = \mu \sigma_s \leq 0,5 \sigma_s, \quad (3)$$

где  $\mu$  – коэффициент внешнего трения.

Уравнение равновесия элемента, ограниченного двумя плоскостями, параллельными оси  $X$ , и эвольвентным профилем зуба, имеет вид

$$(\sigma_y + d\sigma_y)(s_y + ds_y) - \sigma_y s_y - 2\sigma_n \sin \omega dz - 2\tau_k \cos \omega dz = 0, \quad (4)$$

где  $s_y$  – ширина впадины матрицы в плоскости меньшего сечения;  $\sigma_n$  – нормальное напряжение на контактной поверхности;  $dz$  – длина дуги выделенного элемента;  $\omega$  – угол наклона хорды, стягивающей элементарную дугу, относительно оси  $Y$ .

Длину дуги выделенного элемента заменяем хордой, тогда

$$dz \approx \frac{ds_y}{2\sin \omega}. \quad (5)$$

Условие пластичности для  $\frac{\pi}{4} K \leq \tau_k \leq K$  принимали в виде [3.]

$$\sigma_x - \sigma_y = 0, \quad (6)$$

где  $K$  – предел текучести на сдвиг;  $\sigma_x$  – напряжение на контактной поверхности в направлении оси  $X$ ,  $\sigma_x = \sigma_n \cos \omega$ .

Подставляя значения величин из формул (3), (5), (6) в уравнение (4) и пренебрегая малыми величинами второго порядка, получим

$$d\sigma_y = \left[ \mu \sigma_s \operatorname{ctg} \omega - \left( 1 - \frac{1}{\cos \omega} \right) \sigma_y \right] \frac{ds_y}{s_y}. \quad (7)$$

При расчете нестационарной стадии использовали приближенный метод, разбивая процесс формообразования на ряд последовательных этапов, на каждом из которых течение металла принимали стационарным.

Интегрируя уравнение (7) при условии  $\omega = \text{const}$ , получим

$$\sigma_y = \frac{B}{A} \left[ 1 - \left( \frac{s_a}{s_y} \right)^A \right] + \sigma_{ya} \left( \frac{s_a}{s_y} \right)^A, \quad (8)$$

где  $A = 1 - \frac{1}{\cos \omega}$ ,  $B = \mu \sigma_s \operatorname{ctg} \omega$ ;  $s_a$  – ширина впадины матрицы по наибольшему диаметру гравюры.



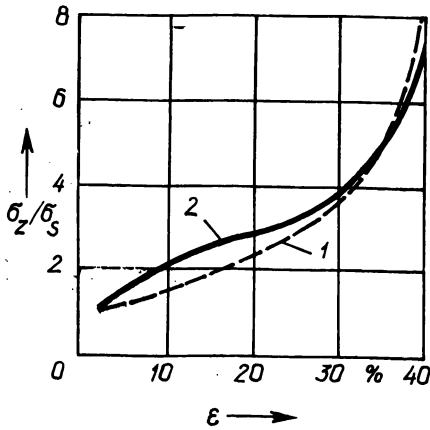


Рис. 2. Зависимость удельного усилия на пуансоне при штамповке от степени деформации:

1 – расчетная по формуле (11); 2 – экспериментальная

В момент заполнения металлом впадины необходимо приложить дополнительное давление  $\sigma_{ya}$  для заполнения углов впадины [4]:

$$\sigma_{ya} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s \left( \frac{1+\mu}{\mu} \right) (\lambda^{-\mu} - 1), \quad (9)$$

где  $\lambda$  – степень заполнения впадин:  $\lambda = 2r_n/s_a$ ;  $r_n$  – радиус незаполнения гравюры матрицы.

Подставляя значения величин из формулы (9) в (8), получим

$$\sigma_y = \frac{B}{A} \left[ 1 - \left( \frac{s_a}{s_y} \right)^A \right] + \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s \left( \frac{1+\mu}{\mu} \right) \left[ \left( \frac{s_a}{2r_n} \right)^\mu - 1 \right]. \quad (10)$$

Нормальные напряжения на контактной поверхности

$$\sigma_n = \sigma_s \left\{ \frac{\mu \operatorname{ctg} \omega}{\cos \omega - 1} \left[ 1 - \left( \frac{s_a}{s_y} \right)^A \right] + \frac{2}{\sqrt{3} \cos \omega} \left( \frac{1+\mu}{\mu} \right) \left[ \left( \frac{s_a}{2r_n} \right)^\mu - 1 \right] \right\}.$$

Полное давление при оформлении зубьев с учетом уравнений (1), (2) и (10) может быть выражено

$$\sigma_{yn} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s \left\{ 0,5 + 2,75 \lg \frac{2\pi r_f}{z s_b} + \frac{s_b + H}{H s_b} (r_b - r_f) + \frac{\sqrt{3} \mu \cos^2 \omega}{2 \sin \omega (\cos \omega - 1)} \left[ 1 - \left( \frac{s_a}{s_y} \right)^A \right] + \left( \frac{1+\mu}{\mu} \right) \left[ \left( \frac{s_a}{2r_n} \right)^\mu - 1 \right] \right\}.$$

Удельное усилие на пуансоне при штамповке зубчатых колес в разъемных матрицах определено исходя из условия пластичности для осадки цилиндрических заготовок  $\sigma_z = \sigma_{yn} + \sigma_s$  [5]:

$$\sigma_z = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s \left\{ 1,36 + 2,75 \lg \frac{2\pi r_f}{z s_b} + \frac{s_b + H}{H s_b} (r_b - r_f) + \frac{\sqrt{3} \mu \cos^2 \omega}{2 \sin \omega (\cos \omega - 1)} \left[ 1 - \left( \frac{s_a}{s_y} \right)^A \right] + \left( \frac{1 + \mu}{\mu} \right) \left[ \left( \frac{s_a}{2r_H} \right)^\mu - 1 \right] \right\}. \quad (11)$$

На рис. 2 представлена зависимость  $\sigma_z / \sigma_s$  при штамповке зубчатых колес от степени деформации  $\epsilon$ . Расхождение экспериментальной 2 и теоретической 1 зависимостей не превышает 15 %.

Таким образом, полученные расчетные зависимости хорошо совпадают с экспериментальными данными и могут быть применены для определения силовых параметров при горячей штамповке зубчатых колес в разъемных матрицах.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ш о ф м а н Л.А. Основы расчета процессов штамповки и прессования. — М., 1961.
2. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки / Е.М. Макушок и др. — Мн., 1968.
3. Теория пластических деформаций металлов / Е.П. Унков и др. — М., 1983.
4. Томсен Э., Янг Ч., Кобаяши и Ш. Механика пластических деформаций при обработке металлов. — М., 1968.
5. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию: Инженерные расчеты процессов конечного формирования материалов. — Л., 1978.

УДК 621.983:681.2:531.787-272

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (БПИ),  
В.И. ЗАДОРЖНЫЙ, В.С. ШЛЯХОВОЙ, канд. техн. наук  
(НИИТеплоприбор, Смоленск)

#### ПОЛУЧЕНИЕ ЗАДАННОГО ПРОФИЛЯ ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ МАНОМЕТРИЧЕСКОЙ ПРУЖИНЫ ПРИ ЕЕ ИЗГОТОВЛЕНИИ

Профилирование — операция изготовления манометрической пружины из предварительно изогнутой круглой трубчатой заготовки путем плющения ее в поперечном сечении в плоскости изгиба, сопровождающегося самопроизвольным уменьшением радиуса кривизны заготовки до заданного. При этом поперечному сечению манометрической пружины придается необходимый профиль [1].

Профилирование осуществляется путем прокатки трубчатой заготовки между двумя параллельными валками разного диаметра. При этом технологически оправдано сочетание наружного валка в виде чашки с внутренней рабочей поверхностью и внутреннего (ролика) с наружной рабочей поверхностью. Диаметр наружного валка  $D_n$  определяется диаметром предварительной гибки трубчатой заготовки, а диаметр внутреннего  $D_{вн}$  — окончательным диамет-

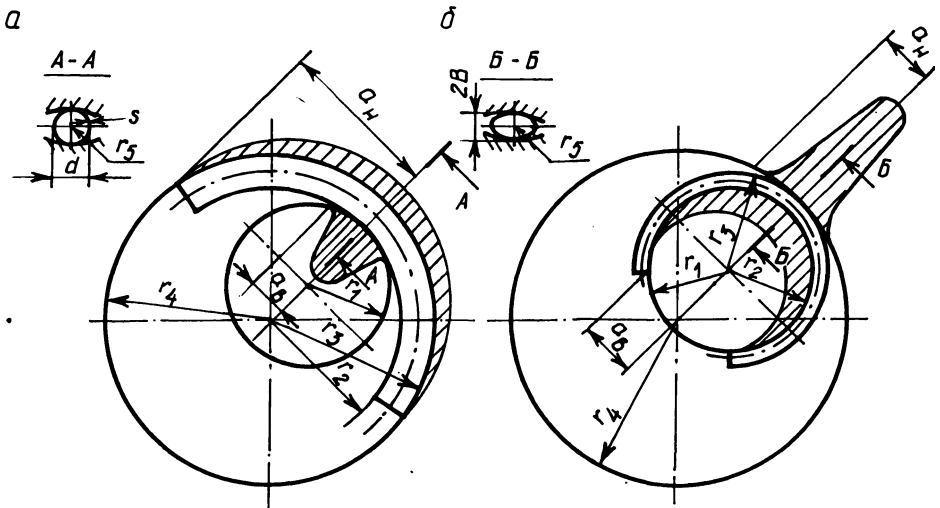


Рис. 1. Эпюры контактных напряжений при профилировании предварительно изогнутой круглой трубчатой заготовки

ром манометрической пружины. Оба валька имеют одинаковые линейные скорости и направления вращения. Профилирование осуществляется путем перемещения валков друг относительно друга в плоскости, перпендикулярной к осям их вращения. Зазор между валками в конечный момент профилирования ( $2B$ ) соответствует размеру малой оси манометрической пружины.

Рис. 1, *а* иллюстрирует начальное положение валков и предварительно изогнутой трубчатой заготовки, рис. 1, *б* — окончание профилирования, при котором диаметр манометрической пружины соответствует диаметру внутреннего валка, а малая ось поперечного сечения пружины имеет заданный размер ( $2B$ ), соответствующий зазору между валками. На рисунке  $r_1$  — радиус кривизны внутреннего валка;  $r_2$  и  $r_3$  — внутренний и наружный радиусы кривизны обрабатываемой предварительно изогнутой заготовки;  $r_4$  — радиус кривизны наружного валка (чашки);  $r_5$  — радиус кривизны поперечного сечения заготовки в месте контакта. При этом  $r_1$  и  $r_4$  — величины постоянные, а  $r_2$ ,  $r_3$ ,  $r_5$  — переменные в процессе формообразования манометрической пружины.

В начальный момент профилирования сечения  $r_3 = r_4$ ,  $r_3 - r_2 = 2r_5$ , в конечный момент  $r_2 = r_1$ .

Профилирование заготовки в плоскости изгиба происходит за счет радиальных усилий, передаваемых со стороны внутреннего и наружного роликов. Данные усилия, равные по абсолютной величине, действуют на различные площади контактирующих поверхностей и вызывают соответственно различные контактные напряжения. В начальный момент профилирования площадь контакта наружного валка с заготовкой превышает площадь контакта внутреннего.

Известно [2], что при точечном контакте тел вращения большая полуось эллипса деформации определяется из выражения

$$a = \mu \left[ \frac{3Q}{2\Sigma\rho} \left( \frac{1 - \epsilon_I^2}{E_I} + \frac{1 - \epsilon_{II}^2}{E_{II}} \right) \right]^{1/3}, \quad (1)$$

где  $\mu$  – коэффициент;  $Q$  – сила давления в точке контакта;  $\Sigma\rho$  – сумма кривизны соприкасающихся поверхностей в двух взаимно перпендикулярных плоскостях:

$$\Sigma\rho = \frac{1}{r_I} + \frac{1}{r_{II}} + \frac{1}{r_{III}} + \frac{1}{r_{IV}};$$

$\epsilon_I, \epsilon_{II}$  – коэффициенты Пуассона;  $E_I, E_{II}$  – модули упругости двух контактирующих тел.

Для анализа изменения площадей контакта заготовки с внутренним и наружным валками выражение (1) запишем в виде

$$a = \sqrt[3]{\frac{1}{\Sigma\rho}} K,$$

где  $K$  – коэффициент, принимаемый (приближенно) постоянным и равным для внутреннего и наружного валков.

Большая полуось эллипса деформации для соприкасающихся поверхностей внутреннего валка с внутренней поверхностью заготовки

$$a_B = \sqrt[3]{\frac{1}{\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2} + \frac{1}{r_5}}} K, \quad (2)$$

наружного валка с наружной поверхностью заготовки

$$a_H = \sqrt[3]{\frac{1}{\frac{1}{r_3} - \frac{1}{r_4} + \frac{1}{r_5}}} K. \quad (3)$$

Анализ выражения (2) с учетом того, что в процессе формообразования пружины  $r_2$  стремится к  $r_1$ ,  $r_5$  резко возрастает и при плоскоовальном профиле сечения приближается к бесконечности, показывает, что эллипс деформации внутренней поверхности заготовки по мере профилирования растет, в пределе охватывая всю полуокружность внутреннего валка. Контактные напряжения на внутренней поверхности при этом снижаются.

Аналогичным образом рассмотрев выражение (3) и учитывая, что  $r_3$  уменьшается, а  $r_4$  – не изменяется, получаем уменьшение эллипса деформации наружной поверхности заготовки и соответствующее повышение контактных напряжений.

Немаловажно при профилировании получение заданного профиля поперечного сечения манометрической пружины. Наиболее часто встречающиеся профили поперечного сечения – эллиптические и плоскоовальные – симметричны

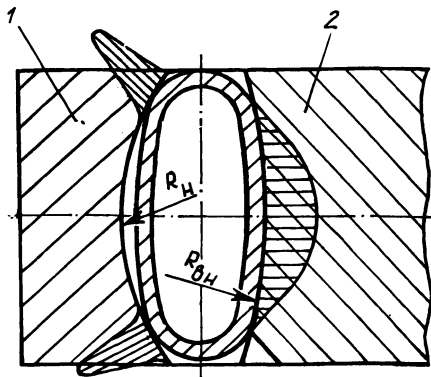


Рис. 2. Схема к иллюстрации условий обеспечения симметричности профиля манометрической пружины:

1 – наружный валок; 2 – внутренний валок

относительно оси изгиба. Получение симметричного профиля возможно при условии равенства средних значений контактных напряжений по наружной и внутренней поверхностям пружины в процессе ее формообразования (указанное равенство предполагается с учетом различных жесткостей наружной и внутренней поверхностей изогнутой трубки).

При заданных значениях  $r_1, r_2, r_3, r_4$  в общем случае указанное равенство не соблюдается. Причем, как показывает опыт, среднее значение контактного напряжения на наружной поверхности больше в заключительный момент профилирования. Это приводит к тому, что при одинаковых формах рабочих поверхностей внутреннего и наружного валков кривизна поперечного сечения внутренней поверхности манометрической пружины превышает кривизну наружной.

Устранить это явление с целью выравнивания средних значений контактных напряжений можно за счет увеличения кривизны поперечного сечения рабочей поверхности наружного валка по сравнению с кривизной внутреннего  $1/R_n > 1/R_{вн}$  (рис. 2), что может быть показано введением в выражения (2) и (3) четвертого слагаемого – указанных кривизн.

В табл. 1 приведены полученные экспериментальным путем соотношения

Табл. 1. Значения кривизны рабочих поверхностей профилирующих валков для параметрического ряда пружин

Характеристика пружины $P$ , кгс/см <sup>2</sup>	Форма сечения	$D_n$ , мм	$D_{вн}$ , мм	$d$ , мм	$s$ , мм	$R_{вн}$ , мм	$R_n$ , мм
2,5	Эллиптическое	80	38,3	8	0,2	19	25
6	То же	90	38,2	8	0,3	19	25
10	Плоскоовальное	80	37,8	8	0,3	40	55
16	То же	80	37,8	8	0,4	40	55
40	"	70	37,5	6,6	0,5	25	55
60	"	70	38	6,6	0,6	25	55
100	"	70	38	6,6	0,7	25	55
160	"	75	37,8	6,6	0,8	25	55
250	"	75	37,8	6,6	0,9	25	55
400	"	65	37,8	6,6	1	25	55

радиусов кривизны рабочих поверхностей наружного и внутреннего валков, обеспечивающих получение при профилировании симметричности профиля манометрических пружин.

Полученные результаты использованы при разработке профилирующего инструмента, предназначенного для автоматизированного оборудования при изготовлении манометрических пружин. Автоматы АЛИМП-1, АЛИМП-2 изготовлены и внедрены в серийное производство.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Problemy technologii produkcji sprężyn manometrycznych z rur cienkościennych / I. Dobrowolski, V. Zadorožnyi, G. Zvierkov, A. Stiepanienko, V. Sliachovoj // Rudy i metale nieżelazne. — 1988. — R. 33, nr. 9. 2. Пинегин С.В. Опоры качения в машинах. — М., 1961.

УДК 621.73.011.1:539.3

Е.М. МАКУШОК, д-р техн. наук (ФТИ)

### МЕХАНИКА ТВЕРДОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО ТЕЛА, УЧИТЫВАЮЩАЯ ЭЛЕМЕНТЫ САМООРГАНИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОЦЕССА

Известно, что несмотря на большие успехи в механике многих процессов и явлений, в том числе в механике твердого деформируемого тела, существуют серьезные трудности. Это связано с тем, что некоторые законы механики еще не открыты. Автором показано, что как в общем, так и в частных случаях необходимо выявить законы самоорганизации деформационного процесса и установить форму их проявления. Это удастся сделать, опираясь на синергетический подход, позволяющий утверждать, что при действии двух и более физических законов происходит самоорганизация их проявления, в частности, в механике имеет место самоорганизация деформационного процесса. Явления самоорганизации имеют место на фоне общей кинематики деформируемого тела между объемами, характеризующимися степенью реализации законов, проявляющихся в движении, в частности законов упругости и пластичности. Применительно к механике твердого деформируемого тела, реологии, теории обработки материалов давлением и резанием выделяются очаги деформации и переходные области, устанавливаются связи между ними.

Новый подход отбрасывает ряд постулатов механики, распространяющих в виде допущений закономерности однородного состояния на неоднородное и сковавших механику противоречиями и сложностью математического аппарата, использование которого становится нерезультативным. Новый подход позволил установить законы затухания напряженного и деформированного состояния в пределах переходных областей, закон пластического трения твердых тел, учитывающий влияние шероховатости поверхности, обобщенный закон связи внешнего и внутреннего трения. Вследствие этого пропадает необходимость при решении краевых задач задаваться распределением контактных

сдвигающих напряжений, что всегда сводило решения к полуэмпирическому уровню. Условия трения в новой механике возникают в результате решения конкретной задачи.

Новый подход позволил уточнить условие пластичности, введя в его формулировку признаки кинематики — одно-, двух- и трехнаправленный сдвиг. Этим устраняется двойственность условия идеальной пластичности, повышается точность расчетов. С этим связано и уточнение формулировки закона сдвигающего напряжения (С.И.Губкин), утверждающего роль обратной связи сопротивления деформированию с условиями деформации.

Новый подход позволяет в дополнение к известным расчетным методам конечных и граничных элементов предложить метод базовых элементов (очаги деформации, переходные области, связи между ними). Это на несколько порядков снижает трудоемкость вычислений и создает единую базу для построения САПР технологии обработки давлением и резанием.

Совокупность установленных связей, кроме общих закономерностей механики твердого деформируемого тела, позволяет уточнить теории всех технологических процессов формоизменения, таких как продольная и поперечная прокатка, объемная штамповка, поверхностная деформация и т.п.

Основы механики твердого деформируемого тела, учитывающей самоорганизацию деформационных процессов, изложены в работах [1—4] и др. Конкретное приложение новых представлений к теории технологического процесса поверхностного пластического деформирования изложено в монографии [5]. В ней на базе критериев самоорганизации формирования упругопластической площадки контакта выявляются связи физических, технологических и эксплуатационных параметров, устанавливается критерий оптимизации, обеспечивающий максимальный прирост долговечности обрабатываемой детали от поверхностного деформационного воздействия. На основе этой теории разработаны методики расчета оптимальных технологических параметров упрочняющего ППД для авиационной промышленности.

Элементы нового подхода в механике твердого деформируемого тела используются и в анализе других технологических процессов, изучаемых в лаборатории прикладной механики ФТИ АН БССР под руководством автора.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки / Е.М. Макушок и др. — Мн., 1968.
2. Макушок Е.М. Механика трения.—Мн., 1974.
3. Макушок Е.М., Калининская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. — Мн., 1978.
4. Инженерная теория пластичности / Е.М. Макушок и др. — Мн., 1985.
5. Теоретические основы процессов поверхностного пластического деформирования / Е.М. Макушок и др. — Мн., 1988.

А.С. МАТУСЕВИЧ, д-р техн. наук, А.Н. БОНДАРЕНКО,  
А.А. ВАСИЛЕВСКИЙ, А.Д. ДМИТРОВИЧ (ФТИ)

## СОЕДИНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СО СПЛАВАМИ

Одним из наиболее надежных методов соединения композиционных материалов со сплавами является диффузионная сварка. Основное препятствие для соединения композитов с алюминиевой матрицей заключается в наличии на их поверхностях плотных оксидных пленок, толщина которых увеличивается с течением времени. Поэтому необходимым условием получения надежного соединения композиционных материалов и сокращения продолжительности сварки является разрушение оксидных пленок и обновление поверхностей свариваемых металлов. Относительно высокая твердость и хрупкость оксидных пленок способствует их разрушению при растекании металла в зоне соединения.

Проведенные ранее исследования показали, что надежное соединение композиционных материалов со сплавами достигается в процессе прессования композиционных профилей. В этом случае даже при отсутствии пограничной переходной зоны прочность соединения достигает прочности на сдвиг матричного материала. Основные ограничения этой технологии связаны с низкой производительностью, сложностью технологической оснастки и образцов.

С целью ликвидации отмеченных недостатков были выполнены исследования сварки композиционных материалов со сплавами по методу обратного выдавливания или закрытой прошивки. В качестве пуансонов использовались боралюминиевые композиционные прутки, полученные методом непрерывного литья. Объемное содержание волокон в композиции составляло 60 %, диаметр прутка – 3,9 мм, длина – 45 мм. Предел прочности при растяжении материала достигал 1...1,2 ГПа и при сжатии – 1,4...1,6 ГПа, модуль упругости – 260...300 ГПа.

В процессе реализации схемы закрытой прошивки пуансоны из композиционных материалов подвергаются сжатию. Основным требованием при сжатии однонаправленно упрочненных композитов, нагружаемых в направлении арматуры, является предотвращение потери устойчивости образца за счет применения направляющей втулки, предохраняющей от поперечных перемещений. Кроме того, при сжатии композиционных материалов вдоль волокон возникают дополнительные трудности из-за преждевременного разрушения образцов путем смятия или так называемого "размочаливания" торцов. Для предотвращения этого вида разрушения на пуансоны из композиционных материалов насаживались шайбы по тугой и скользящей посадкам соответственно в верхней и нижней плоскостях пуансона.

Цилиндрические заготовки из сплава Д16 диаметром 8, 9 и 10 мм, высотой 25 мм вставлялись в цилиндрические контейнеры таких же диаметров и нагревались в электропечи сопротивления до температуры 450, 500 и 550 °С.

Внедрение боралюминиевого стержня в заготовку сопровождается разрушением оксидных пленок на поверхности композита. Это способствует улучшению качества сварки матрицы композиционного материала из сплава А12 с



**Табл. 1. Зависимость прочности соединения от температуры деформации и диаметра контейнера**

Температура деформации, °С	450			500			550		
Отношение диаметра контейнера к диаметру компонента	2,05	2,31	2,56	2,05	2,31	2,56	2,05	2,31	2,56
Прочность соединения, МПа	44	43,5	38	73,5	67,5	57,5	66	64	55

заготовкой из Д16. Прочность соединения композиционного стержня с оболочкой определяли путем выпрессовки сердечника из образцов, рабочая длина которых составляла 1–1,5 диаметра упрочняющего стержня. Испытания проводились при комнатной температуре. Прочность соединения рассчитывалась по усилию выпрессовки, отнесенному к площади поверхности сдвига. Результаты испытаний представлены в табл. 1.

При постоянном диаметре пуансона из композиционного материала с уменьшением диаметра контейнера удельные усилия закрытой прошивки увеличиваются, что вызывает повышение радиальных напряжений, действующих на пуансон. Увеличение давления в зоне контакта композита со сплавом благоприятно влияет на качество соединения и повышает предел прочности сварного соединения для всех исследованных температур деформации.

Повышение температуры сварки способствует увеличению площади истинного контакта и интенсифицирует диффузионные процессы, что особенно важно при таком кратковременном способе соединения, как закрытая прошивка.

Максимальная прочность сварного соединения достигается при температуре 500 °С и составляет 73,5 МПа. Некоторое снижение прочности соединения при 550 °С происходит в результате того, что в этом случае наблюдается частичное смятие торца пуансона из композиционного материала. Необходимая глубина заделки пуансона, определенная по условию равнопрочности сварного соединения и стержня с пределом прочности 1 ГПа, составляет для образцов диаметром 8, 9 и 10 мм соответственно 13,5, 14,5 и 17 мм.

УДК 621.983.44:621.787

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (БПИ)

### СОВРЕМЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СИЛЬФОННЫХ ЗАГОТОВОК

Воздействовать на свойства материала сильфона, обуславливающие его технические характеристики, можно только на этапе изготовления трубчатой заготовки.

Основными способами получения сильфонных трубок-заготовок являются

ся многократная ротационная вытяжка с утонением в шариковых матрицах с промежуточными разупрочняющими термообработками исходных плоских полуфабрикатов из листового материала (ленты) толщиной от 0,3 до 2 мм (для трубок малого диаметра) и профилирование труб из ленты с последующей сваркой на трубосварочных станках (для трубок большого диаметра). Последний технологический процесс включает резку мягкой ленты толщиной 0,3...0,4 мм на полосы, профилирование и продольно-шовную аргонодуговую сварку труб из полос, ротационную вытяжку в шариковых матрицах до окончательных толщин 0,08...0,25 мм с промежуточными (между деформационными операциями) разупрочняющими термообработками.

В действующей технологии изготовления сильфонных трубок-заготовок не была предусмотрена возможность изменения режимов технологического процесса в зависимости от качества исходного металла, отсутствовали также методы контроля механических характеристик материала и критерии оценки его пригодности для сильфонного производства. Брак при изготовлении бесшовных сильфонов из полученных заготовок в среднем составлял 25 %, в отдельных случаях доходя до 80...90 %. Непредсказуемость получения конечного результата вызывала необходимость в запуске дополнительного количества исходных заготовок, что приводило к перерасходу материала и снижало общую эффективность сильфонного производства.

Принятая в существовавшем ранее технологическом процессе оценка качества материала сильфонных трубок-заготовок по величине зерна и микротвердости могла характеризовать в основном эксплуатационные параметры сильфона как упругого элемента. Отсутствовала нацеленность технологии на показатели технологической пригодности материала, являющиеся характеристиками, которые могут быть определены только в результате механических испытаний.

Для оценки технологических свойств материала сильфонных трубчатых заготовок был разработан метод испытания их внутренним гидростатическим давлением (метод гидрораздачи), позволяющий испытывать сильфонные заготовки в условиях, идентичных тем, которые имеют место при формировании сильфона. Исследование напряженно-деформированных состояний, возникающих в стенке сильфонной трубки-заготовки при ее испытаниях и при формировании из нее сильфона, позволило получить зависимость между минимальным значением пластичности материала  $\sigma_{\min}$ , обеспечивающим формирование сильфона без разрушения, и коэффициентом гофрирования сильфона  $k = (D - d_0)/d_0$ :

$$\ln(1 + \delta_{\min}) \geq 0,58 \ln(1 + k),$$

где  $D$  и  $d_0$  – соответственно наружный диаметр сильфона и начальный диаметр трубки-заготовки.

Экспериментально определено, что минимальное значение пластичности должно быть увеличено в 1,2 раза, что обеспечивает необходимый запас, гарантирующий формирование сильфона без внесения в материал микродефектов, снижающих ресурс его работы. Были установлены требования к пластичности материала сильфонных трубок-заготовок [1]. Привлеченный метод акустической эмиссии позволил определять моменты появления структурных микро-

дефектов (микротрещин) в зависимости от интенсивности режимов деформирования и тем самым целенаправленно управлять последними [2].

Для механических испытаний исходных листовых заготовок предложен как наиболее эффективный в условиях сильфонного производства метод испытания на выдавливание сферической лунки (по Эриксену). Критерием эффективности принята тождественность напряженно-деформированных состояний, имеющих место при испытаниях сильфонных заготовок методом гидро-раздачи и исходных листовых заготовок на выдавливание сферической лунки. Получена эмпирическая зависимость между результатами двух видов испытаний:

$$IE = 5,5 + 0,125\delta,$$

где  $IE$  — глубина выдавленной лунки, мм;  $\delta$  — относительное удлинение материала при испытании методом гидро-раздачи, %.

Полученная зависимость дополнена коэффициентами, учитывающими необратимые изменения пластичности материала в процессе изготовления сильфонных трубок-заготовок из листовых полуфабрикатов. Необратимые изменения пластичности обрабатываемого материала вызваны масштабным фактором в результате снижения толщины трубки и возможным накоплением структурных повреждений при условии деформирования материала выше предельного уровня. Установлены значения предельных степеней деформирования для каждого конкретного сильфона с учетом условий его эксплуатации. Полученные критерии пригодности исходного листового материала, применяемого для изготовления сильфонов, использованы при разработке нормативно-технической документации на поставку материалов.

Разработанные рекомендации, использованные в условиях опытного и промышленного производства, не только способствовали устранению брака на формообразующих операциях изготовления бесшовных сильфонов (из трубок-заготовок малого диаметра), но и с соответствующей коррекцией были применены в производстве сильфонных заготовок из сварных труб. Особенности последней технологии потребовали дополнительных исследований.

Прочность сварного шва после сварки труб из дисперсионно-твердеющих материалов 36НХТЮ и Бр.Б2, определяемая предложенным выше методом гидро-раздачи, составляет, как правило, 0,7—0,9 прочности основного металла. Снижение механических свойств объясняется изменением структуры и зоны термического влияния с укрупненным зерном.

Недостаточная прочность сварного шва и околошовной зоны сильфонных трубок-заготовок приводит к повышенному браку при последующем формообразовании сильфона, осуществляемом методом гидроформования и вызывающем в трубке-заготовке тангенциальные растягивающие напряжения, равные  $(0,8-0,9)\sigma_v$  материала. Брак при изготовлении сильфонов отдельных типоразмеров с большим коэффициентом гофрирования превышает 50 % по причине разрушения сварного шва.

Большое влияние на прочность сварного шва оказывают режимы ротационной вытяжки трубки-заготовки и последующей разупрочняющей термообработки. При этом прочность сварного шва может быть как увеличена, так и уменьшена. Повышение прочности происходит в результате выравнивания структур зоны шва и основного материала в процессе рекристаллизационного

отжига при условии, что предшествующая интенсивность деформирования не превысила критического уровня, при котором начинаются необратимые структурные повреждения. В противном случае происходит снижение прочности шва.

В результате проведенной работы установлено, что оптимальные значения наиболее важных параметров термомеханической обработки, влияющие на структуру и физико-механические свойства различных участков сварной трубы, находятся в следующих диапазонах:

степень деформации по толщине сварной трубы при ее многократном деформировании способом ротационной вытяжки на первом деформационном переходе должна быть 20...30 %, а на последующих – не более 50 % для 36НХТЮ и 60 % для Бр.Б2;

диаметр шариков деформирующей матрицы при ротационной вытяжке сварных тонкостенных (с толщиной стенки не более 0,4 мм) труб не должен превышать  $(25-30)\Delta s$ , где  $\Delta s = s_z - s_t$  – разница толщины заготовки и обработанной трубы;

режимы последующей разупрочняющей термообработки должны быть следующими:  $T = (940 \pm 10)^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 10$  мин – для 36НХТЮ и  $T = (720 \pm 10)^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 10$  мин – для Бр. Б2.

Изготовление экспериментальных партий сильфонов  $20 \times 10 \times 0,08$ -36НХТЮ,  $38 \times 6 \times 0,08$ -36НХТЮ и  $38 \times 8 \times 0,12$ -Бр.Б2 показало, что применение предложенных режимов позволяет практически полностью исключить брак по разрушению сварного шва, который не превысил в указанных партиях 2 %.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Добровольский И.Г., Степаненко А.В., Шиманович И.М., Шляховой В.С. Оценка технологической пластичности сильфонных трубок-заготовок // Весці Акадэміі навук БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 1988. – № 2. 2. Zvierkov G.I., Dobrowolski I.G., Šliachovoj V.S., Chochlov I.I. Ocena oraz prognozowanie wytrzymałości zmczeniowej rur i sylfonow metoda emisji akustycznej // Rudy i metale nieżelazne. – 1988. – R. 33, nr. 9.

УДК 621.762.4:621.774.38

Е.Б. ЛОЖЕЧНИКОВ, д-р техн. наук, А.В. ТОЛСТИК,  
С.В. ВОРОНОВ, кандидаты техн. наук (БПИ),  
В.Г. ДЖАНГИРЯН, канд. техн. наук (НИИПХ, Загорск),  
В.Б. ГРОМОВ, Г.И. СИКАВИН, Ю.Л. ЯСИНСКИЙ (БПИ)

#### ДИСКРЕТНО-НЕПРЕРЫВНОЕ ВЫДАВЛИВАНИЕ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКА

Выдавливание осуществляется обычно такими способами, при которых происходит существенное уменьшение площади поперечного сечения исходной заготовки. Однако если при обработке компактных (литых) металлов это

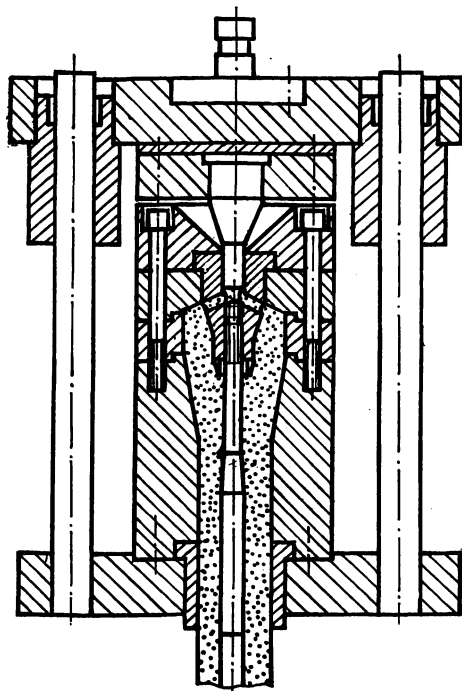


Рис. 1. Пресс-форма для выдавливания труб из порошка с переходом из контейнера в матрицу через расходящиеся каналы

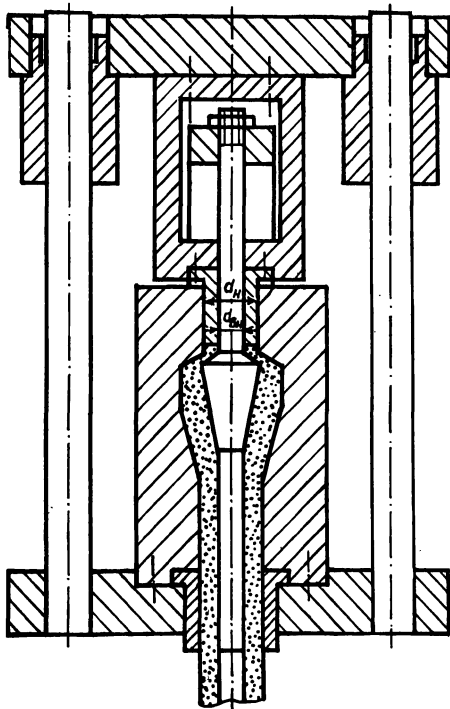


Рис. 2. Пресс-форма для выдавливания труб из порошка с переходом из контейнера в матрицу через кольцевой зазор

обусловлено необходимостью получения длинномерных заготовок, формирования их структуры и свойств, то при выдавливании заготовок из порошка деформация с уменьшением сечения не обязательна. Особенности физических условий деформирования и уплотнения порошка, природы его прочности позволяют осуществлять выдавливание из него заготовок при незначительном обжатии и даже без обжатия. Это приводит к уменьшению мощности пресса и габаритов технологической оснастки.

Поскольку при малом обжатии, а следовательно, и малом объеме контейнера за один цикл выдавливания получить длинномерную заготовку невозможно, процесс осуществляется за несколько повторяющихся циклов — загрузка порошка в контейнер на пресс-остаток и его выдавливание. Прочность стыков между порциями уплотненного порошка при этом значительно ниже прочности основной части заготовки.

Повысить прочность стыков позволяет использование пуансонов с рифленной торцевой поверхностью или с торцевой поверхностью, покрытой полиуретаном [1], что объясняется увеличением площади поверхности стыка в первом случае и лучшим сцеплением порошка во втором. Однако вследствие того, что первоначальная площадь поверхностей стыков уменьшается, прочность их остается значительно меньше прочности заготовки. В то же время наи-

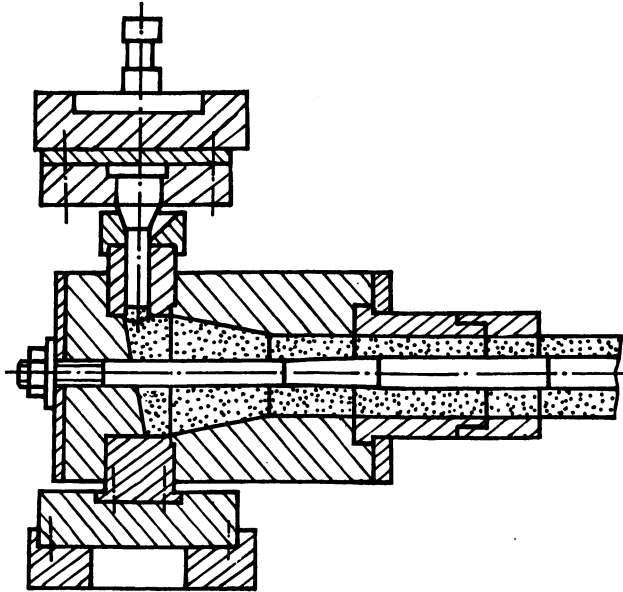


Рис. 3. Пресс-форма для выдавливания стержней и труб под углом к движению пуансона

большая прочность сцепления твердых тел достигается при таком их совместном деформировании, которое приводит к росту площади поверхностей их контакта. Исходя из этого, разработаны способы и технологическая оснастка для выдавливания заготовок из порошка, в которых сочетаются как обжатие с уплотнением, так и раздача материала [ 2, 3 ].

На рис. 1 показана пресс-форма, в которой материал предварительно уплотняется в контейнере диаметром 15 мм, затем выдавливается через четыре расходящихся канала диаметром 9 мм в полость диаметром 70 мм и далее обжимается в трубную заготовку с наружным диаметром 50 мм, внутренним — от 20 до 40 мм в зависимости от диаметра оправочного стержня. Из порошков железа ПЖ4М3 и твердого сплава ВК15 с парафином (6 % по массе) на гидравлическом и кривошипном прессах получены таким способом заготовки с относительной плотностью 0,94...0,96. Усилие выдавливания составляло 95 кН.

Неравномерностей плотности или каких-либо дефектов в заготовках как до спекания, так и после спекания не наблюдалось.

При выдавливании порошков с меньшим (4 %) содержанием парафина усилие возрастало до 180 кН. При этом на поверхности заготовок с отверстием диаметром 20 мм сохранялись следы выдавленных в полость матрицы стержней. Относительная плотность заготовок составляла 0,92...0,94.

На рис. 2 показана пресс-форма с пуансоном в виде втулки ( $d_n = 30$  мм,  $d_{вн} = 20$  мм), посаженной на оправочный стержень, который закреплен на неподвижной траверсе. Порошок уплотняется в контейнере и продавливается в кольцевой зазор между рассекателем, закрепленным на оправочном стержне,

и матрицей. Далее происходит обжатие порошка с формированием трубы тех же размеров, что и в предыдущей пресс-форме.

Усилие выдавливания составляло 145 кН, относительная плотность — 0,94...0,97. Никаких дефектов и уменьшения прочности стыков в заготовках не наблюдалось.

В показанной на рис. 3 пресс-форме пуансоном диаметром 15 мм выдавливали стержни и трубы диаметром 50 мм с отверстиями 20 и 30 мм. Диаметр полости матрицы, как и в предыдущих конструкциях, — 70 мм.

Усилие выдавливания трубных заготовок — 115 кН, относительная плотность — 0,94...0,97, стержней — соответственно 90 кН и 0,92...0,94. При засыпке порошка другого цвета установлено, что поверхность стыка между порциями подаваемого в контейнер порошка распределяется по сечению заготовки, образуя угол с ее осью, равный приблизительно 15 ... 17°. Никаких дефектов в выдавленных заготовках не обнаружено.

Разработанные способы и конструкции пресс-форм используются в массовом производстве изделий из пластифицированных порошковых композиций.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Степаненко А.В., Исаевич Л.А., Веремейчик А.А. Непрерывное формирование труб из металлических порошков // Порошковая металлургия. — 1983. — № 11.
2. А. с. 1344515 (СССР). Устройство для формирования труб из порошковых материалов / Е.Б. Ложечников, С.В. Воронов, А.В. Толстик и др. З. А. с. 1404176 (СССР). Устройство для дискретно-непрерывного формирования труб из порошков / В.Б. Громов, Е.Б. Ложечников, С.В. Воронов и др.

УДК 621.762.4.001

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,  
С.В. ЖИЛКИН, канд. техн. наук (БПИ)

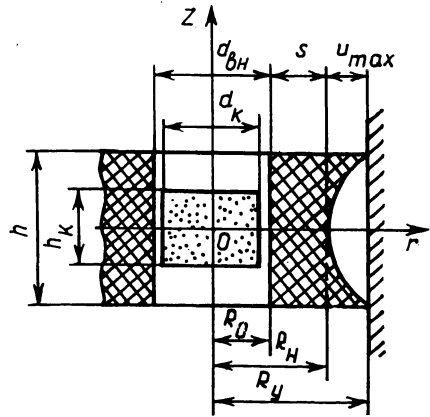
#### РАСЧЕТ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭЛАСТИЧНОЙ ОБОЛОЧКИ ПРИ КВАЗИИЗОСТАТИЧЕСКОМ ПРЕССОВАНИИ ПОРОШКОВ

Широкое распространение в практике порошковой металлургии получил метод прессования порошков в эластичных оболочках, помещенных в жесткую пресс-форму. Как отмечается в работе [1], для устранения искажения формы боковой поверхности прессуемых изделий наиболее рационально применение оболочек с наружной компенсационной полостью (рис. 1). При разработке технологии квазиизостатического прессования необходимо правильный расчет геометрических параметров таких оболочек.

Значения параметров  $d_{\text{вн}}$ ,  $h$  внутренней (рабочей) полости эластичной оболочки рассчитываются в зависимости от требуемых размеров  $d_k$ ,  $h_k$  и плотности  $\rho_k$  формируемого изделия. Высота внутренней полости и, следовательно, высота всей оболочки определяются исходя из закона сохранения массы порошка в очаге деформации:

$$h = h_k \frac{\rho_k d_k^2}{\rho_{\text{н}} d_{\text{вн}}^2} \quad (1)$$

Рис. 1. Схема к определению геометрических параметров эластичной оболочки



Далее определяется толщина  $s$  стенки оболочки в опасном сечении  $z = 0$ .

Для предварительного расчета принимаем, что эластичная оболочка имеет постоянную по высоте толщину стенки, равную  $s$ , и установлена с зазором в матрице. В результате осевого сжатия оболочки может наблюдаться как потеря ее местной устойчивости (выгибание стенки), так и потеря общей устойчивости (прогиб всей оболочки в вертикальной плоскости).

При расчете эластичной оболочки на устойчивость задаем критическое давление на ее торцах, которое из условия максимального нагружения оболочки принимаем равным модулю сдвига  $G$  эластичного материала. В случае расчета на устойчивость стенки оболочки в качестве критической выбирается нагрузка на 1 см длины среднего радиуса оболочки [2]:

$$P_p = Gs.$$

Расчетное значение внешней нагрузки при выбранной толщине  $s$  в этом случае определяется по формуле

$$P_s = \frac{Es^3}{12(1-\mu^2)} \left[ \frac{m^2 \pi^2}{h} + \frac{12h(1-\mu^2)}{s^2 R^2 m^2 \pi^2} \right],$$

где  $E$  – модуль упругости материала;  $s$  – задаваемая толщина стенки;  $\mu$  – коэффициент Пуассона,  $\mu = 0,5$ ;  $m$  – числа натурального ряда;  $h$  – высота оболочки;  $R$  – средний радиус оболочки.

При выполнении условия  $P_s \geq P_p$  выбранная толщина стенки  $s$  обеспечивает местную устойчивость оболочки. Если  $P_s < P_p$ , необходимо увеличить толщину стенки.

После определения  $s$  по формуле Эйлера рассчитывается максимальная высота  $h_{кр}$  оболочки, при которой она сохраняет общую устойчивость:

$$h_{кр} = \pi \sqrt{\frac{EI}{P_{кр}}},$$



где  $I$  – момент инерции кольца;  $P_{кр}$  – критическая нагрузка на оболочку,  
 $P_{кр} = \pi G (R_H^2 - R_0^2)$ .

Если окажется, что высота оболочки  $h$ , рассчитанная по формуле (1), больше  $h_{кр}$ , необходимо увеличить толщину стенки  $s$  до значения, при котором выполняется условие  $h \leq h_{кр}$ .

Для расчета геометрических параметров оболочки важно определить размеры компенсационной полости. Установлено, что на начальной стадии прессования компенсационная полость заполняется эластичным материалом. Одновременно с этим при сохранении устойчивости оболочки ( $d_{вн} = \text{const}$ ) идет процесс предварительного осевого уплотнения порошка, в результате чего повышается сопротивление порошковой среды деформированию, достигая значения, превышающего модуль сдвига материала оболочки. С этого момента порошок ведет себя как жесткое деформируемое тело, а эластичный материал оболочки – подобно вязкой жидкости, передающей равное давление на прессуемое изделие и вызывающей одинаковую деформацию по его высоте. Для порошковых материалов, обладающих различными механическими и технологическими свойствами, степень предварительного уплотнения порошка, которую при неизменном внутреннем диаметре оболочки характеризует значение осевой деформации  $\Delta_0$ , будет различной. Следовательно, неодинаковыми будут и размеры компенсационной полости. Значение  $\Delta_0$  определяется для различных порошковых материалов экспериментально. По полученному значению  $\Delta_0$ , а также по ранее рассчитанным параметрам  $R_0$ ,  $s$ ,  $h$  эластичной оболочки с помощью нижеприведенного выражения определяется необходимая глубина  $u$  компенсационной полости по высоте оболочки:

$$u = \frac{3\Delta_0 R_0}{4h^3} (h^2 - 4z^2) \left( \frac{R_H^2}{R_0^2} - 1 \right).$$

Наибольшее значение  $u_{\max}$  компенсационной полости соответствует сечению  $z = 0$ . После определения  $u_{\max}$  уточняется требуемый наружный радиус  $R_y$  оболочки, который соответствует внутреннему радиусу жесткой прессформы:

$$R_y = R_0 + s + u_{\max}.$$

Таким образом, геометрические параметры рассматриваемых эластичных оболочек, определенные с учетом механических и технологических характеристик уплотняемых порошков, обеспечивают при квазиизостатическом прессовании получение изделий требуемых размеров и формы.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- И с а е в и ч Л.А. Особенности квазиизостатического формования штучных изделий из порошковых материалов // Металлургия. – Мн., 1987. – Вып. 21. 2. Ш е в е л е в Л.П. Основные теории устойчивости оболочек за пределом упругости. – Л., 1982.

В.И. ЛЮБИМОВ, В.И. ПИЛИПЕНКО, В.А. ВАРАВИН,  
кандидаты техн. наук (БПИ)

## ВЫТЯЖКА МНОГОСЛОЙНЫХ ИЗДЕЛИЙ С ПОДПОРОМ МЯГКОГО СЛОЯ

Процесс вытяжки многослойных заготовок при различных механических свойствах слоев характеризуется неравномерной деформацией как по толщине, так и вдоль каждого из слоев, что отрицательно сказывается на качестве получаемых изделий. Для предотвращения преимущественной деформации мягкого слоя при формоизменении многослойных заготовок предложен способ вытяжки с подпором мягкого слоя с помощью бурта, выполненного по контуру заготовки твердого слоя (рис. 1).

Бурт образует полость, в которую перед вытяжкой помещают заготовку мягкого слоя. Внутренний диаметр и высота бурта равны соответственно диаметру и толщине заготовки мягкого слоя. При вытяжке таких заготовок бурт, ограничивая пластическое течение мягкого слоя в меридиональном направлении, воспринимает давление со стороны этого слоя. Ширина бурта определяется его прочностью на срез. В мягком слое в результате действия бурта возникают дополнительные сжимающие напряжения  $\Delta\sigma_2$ . Бурт передает воспринимаемое им давление твердому слою, создавая в нем дополнительные растягивающие напряжения  $\Delta\sigma_1$  в меридиональном направлении. Так как действие бурта на слой из мягкого материала равно противодействию, оказыва-

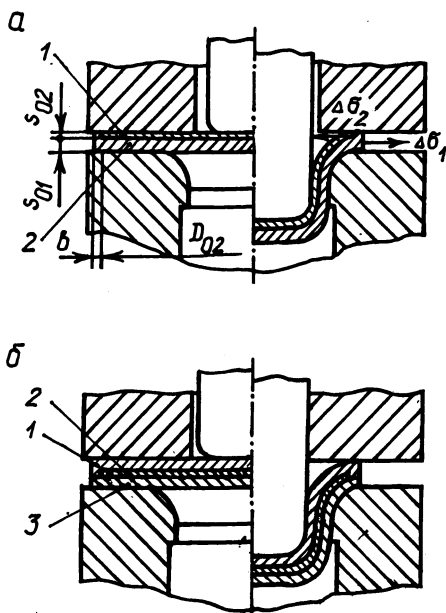


Рис. 1. Схема вытяжки двухслойной (а) и трехслойной (б) заготовок с подпором мягкого слоя:

1 — заготовка мягкого слоя; 2, 3 — заготовка твердого слоя

емому этим слоем на бурт, дополнительные напряжения в слоях будут обратно пропорциональны их толщинам:

$$\frac{\Delta\sigma_2}{\Delta\sigma_1} = \frac{s_{01}}{s_{02}}$$

Условие прочности бурта на срез можно представить в виде

$$P_6 \leq \sigma_{cp} A_{cp}, \quad (1)$$

где  $P_6$  – усилие, действующее со стороны мягкого слоя на бурт,  $P_6 = \Delta\sigma_2 s_{02} \times \pi D_{02}$ ;  $\sigma_{cp}$  – напряжение среза материала твердого слоя,  $\sigma_{cp} = 0,8\sigma_{в1}$ ;  $A_{cp}$  – площадь среза бурта,  $A_{cp} = \pi b(D_{02} + b)$ ;  $D_{02}$  – внутренний диаметр бурта;  $b$  – ширина бурта.

После подстановки в неравенство (1) вышеперечисленных соотношений условие прочности бурта на срез примет следующий вид:

$$\Delta\sigma_2 \leq 0,8\sigma_{в1} \frac{b}{s_{02}D_{02}} (D_{02} + b). \quad (2)$$

С учетом осевой симметрии и плоской схемы деформации уравнение равновесия для каждого из слоев в зоне утонения (рис. 2) может быть записано в виде

$$\rho_i \frac{d\sigma_{zi}}{d\rho_i} + \sigma_{zi} - \sigma_{ни} = 0,$$

где  $\sigma_{zi}$  – растягивающие напряжения на выходе из очага деформации в  $i$ -м слое;  $\sigma_{ни}$  – нормальные напряжения на контактных поверхностях  $i$ -го слоя.

Решая это уравнение совместно с условием пластичности для зоны утонения

$$\sigma_{zi} - \sigma_{ни} = 1,15\sigma_{si}$$

и учитывая граничные условия

$$\rho_i = R_i, \quad \sigma_{z1} = \sigma_{\rho1}^I + \Delta\sigma_1, \quad \sigma_{z2} = \sigma_{\rho2}^I - \Delta\sigma_2,$$

получим, что на нижней границе зоны утонения

$$\begin{aligned} \sigma_{z1} &= \sigma_{s1} \ln R_1 / r_1 + \sigma_{\rho1}^I + \Delta\sigma_1; \\ \sigma_{z2} &= \sigma_{s2} \ln R_2 / r_2 + \sigma_{\rho2}^I - \Delta\sigma_2, \end{aligned} \quad (3)$$

где  $\sigma_{si}$  – напряжение текучести материала  $i$ -го слоя;  $\sigma_{\rho i}^I$  – растягивающие напряжения на верхней границе зоны утонения, создаваемые фланцем  $i$ -го слоя в начале вытяжки, без учета трения по матрице:  $\sigma_{\rho i}^I = \sigma_{si} \ln K_d$ .

В рассматриваемых условиях вытяжки преимущественное пластическое течение мягкого слоя ограничивается буртом. В результате деформирования удлинения обеих заготовок в меридиональном направлении выравниваются

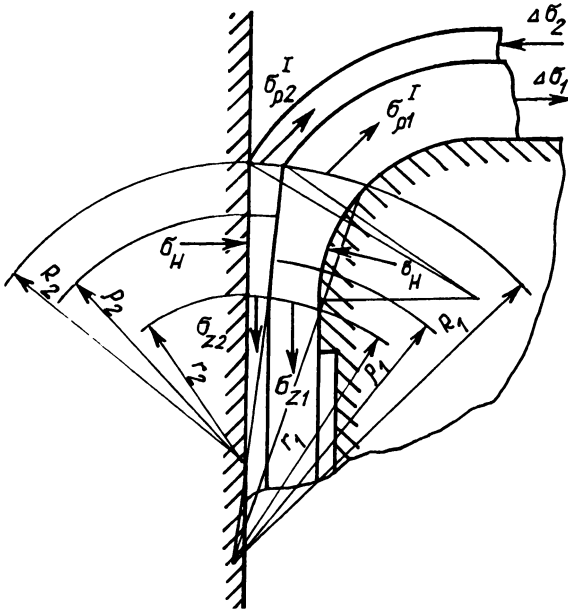


Рис. 2. Схема зоны утонения при вытяжке двухслойной заготовки с подпором мягкого (внутреннего) слоя

( $\epsilon_{\rho 1} = \epsilon_{\rho 2}$ ). Из условия постоянства объема при пластическом формоизменении с учетом плоской схемы деформации в зоне утонения следует, что деформации утонения обеих заготовок  $\epsilon_{s 1}$  и  $\epsilon_{s 2}$  также выравниваются. Тогда (рис. 2)

$$R_1 = R_2 = R, \quad r_1 = r_2 = r.$$

В этом случае для зоны утонения будет справедливо соотношение

$$R/r = s_0/s = K_s. \quad (4)$$

С учетом выражения (4) уравнения (3) примут вид:

$$\begin{aligned} \Delta \sigma_{z 1} &= \sigma_{s 1} (\ln K_s + \ln K_d) + \Delta \sigma_1; \\ \Delta \sigma_{z 2} &= \sigma_{s 2} (\ln K_s + \ln K_d) - \Delta \sigma_2, \end{aligned} \quad (5)$$

где  $K_d$  и  $K_s$  — соответственно степень вытяжки и утонения заготовки.

Используя принцип осреднения одного из главных напряжений  $\sigma_{\alpha i}$  [1], получим

$$\sigma_{z 1} - \sigma_{z 2} = \sigma_{s 1} - \sigma_{s 2}. \quad (6)$$

Решая совместно уравнения (1), (5) и (6), получим соотношение

$$\Delta \sigma_2 = \frac{(1 + \ln K_s K_d) s_{01}}{s_{01} + s_{02}},$$

после подстановки которого в неравенство (2) можно определить минимальную ширину бурта, удовлетворяющую его прочности на срез:

$$b_{\min} = \sqrt{D_{02} \left[ \frac{D_{02}}{4} + \frac{s_{01} s_{02} (\sigma_{s1} - \sigma_{s2}) (1 + \ln K_s K_d)}{0,8 \sigma_{b1} s_0} \right]} - \frac{D_{02}}{2} \quad (7)$$

Из полученного выражения следует, что при осуществлении описанного способа вытяжки заготовки ширина бурта будет возрастать с увеличением относительной толщины мягкого слоя, различия механических свойств компонентов и степеней деформации заготовки. С увеличением ширины бурта будут возрастать растягивающие напряжения в опасном сечении твердого слоя, что приведет к снижению предельной степени вытяжки этого слоя, а следовательно, и всего пакета. В случае, если мягкий слой имеет худшие технологические свойства по отношению к твердому слою, разгружающее действие бурта на мягкий слой создает условия для увеличения предельных степеней деформации пакета. В соответствии с этим увеличение предельных степеней вытяжки и утонения будет происходить, если мягкий слой значительно тоньше твердого.

Данным способом можно получать трехслойные и двухслойные изделия как с внутренним, так и с наружным расположением мягкого слоя. В результате того, что деформации слоев равномерны, соотношение толщин слоев в стенке изделия будет равно соотношению исходных толщин слоев в пакете.

Экспериментальное опробование предложенного способа вытяжки было проведено на штампе с радиальной матрицей диаметром 33 мм и пуансоном диаметром 31 мм. В качестве исходных заготовок использовались пакеты из латуни Л63 отожженной (наружный слой в изделии,  $s_0 = 0,2$  мм) и стали X18H9T ( $s_0 = 1$  мм). В заготовке твердого слоя (сталь X18H9T) толщиной 1,2 мм выполнялась полость диаметром, равным диаметру заготовки мягкого слоя, и глубиной 0,2 мм. Ширина бурта при этом составляла 0,4 мм при расчетной минимальной ширине 0,1 мм, определенной из выражения (7). Для сравнения такие же изделия получали обычной вытяжкой.

Из результатов эксперимента, приведенных в табл. 1, следует, что предложенный способ вытяжки позволил уменьшить разнотолщинность слоев вдоль образующей стенки изделия в 8 раз и увеличить относительную глубину вытяжки на 13,4 %. Кроме того, предельная степень вытяжки пакета увеличилась с 1,7 (при обычной вытяжке) до 1,94, что составляет 14,1 %.

Табл. 1. Результаты экспериментального опробования вытяжки двухслойной заготовки (латунь Л63 — сталь X18H9T) с подпором мягкого слоя

Способ вытяжки	Степень вытяжки пакета $K_d$	Степень утонения пакета $K_s$	Разнотолщинность слоев $\Delta s$ , мм	Относительная глубина вытяжки $H_d$
С подпором мягкого слоя	1,7	1,2	0,015	0,67
Обычная	1,7	1,2	0,12	0,58

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анализ совместной пластической деформации разнородных металлов / М.И. Бояршинов, Г.Э. Аркулис // Инженер. методы расчета технолог. процессов обработки металлов давлением. — М., 1963.

УДК 621.778.1

А.В. СТЕПАНЕНКО, акад. АН БССР, В.Г. ВОЙТОВ,  
Л.М. ДАВИДОВИЧ, кандидаты техн. наук (БПИ)

### АНАЛИЗ ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ ВОЛОЧЕНИЯ

В существующих технологиях волочения проволоки предусматриваются режимы деформирования, обеспечивающие высокую производительность труда и создающие усилия, близкие к предельным. Поэтому поиски путей снижения этих усилий, а также их оценки становятся важными не только для определения потребных энергетических затрат, но и с точки зрения повышения устойчивости процесса. Это справедливо и для технологии получения микропроволоки диаметром 50 мкм и менее вследствие существенного возрастания обрывности по сравнению с волочением проволоки больших поперечных сечений.

Для осуществления процесса волочения имеются три принципиальных возможности, связанные с эффектом деформационного упрочнения металла, изменением осевого усилия и локализацией очага деформации. В последних двух случаях возможно волочение разупрочняющихся материалов.

В традиционном способе волочения (рис. 1, а) через алмазные волокнистые оболочки обязательным является выполнение следующего условия:

$$\sigma_{m'} = n \sigma_{m_0} \geq \sigma_m \xi,$$

где  $\sigma_m$  — среднее значение напряжения течения материала, поскольку у входа в волоку его деформированное состояние соответствует  $\sigma_{m_0}$ , а на выходе из нее —  $\sigma_{m'}$ , т. е.

$$\sigma_m = \frac{n \sigma_{m_0} + \sigma_{m_0}}{2} = \frac{\sigma_{m_0} (n+1)}{2};$$

$n$  — характеристика деформационного упрочнения;  $\xi$  — переменная величина, учитывающая влияние механической схемы деформирования и зависящая от степени деформации  $\epsilon_i$  и контактных условий или коэффициента трения  $\mu$ .

При волочении микропроволоки через алмазные волокнистые оболочки возможности эффекта деформационного упрочнения металла весьма ограничены, что вынуждает применять промежуточные отжиги, характеризующиеся большой длительностью и энергоемкостью.

Расширение возможностей процесса волочения через алмазные волокнистые оболочки можно достичь созданием дополнительного усилия сжатия на входе в волоку

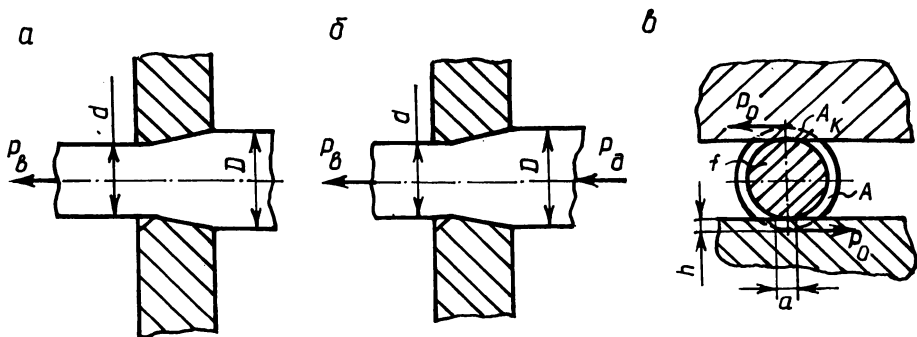


Рис. 1. Возможные схемы реализации процесса волочения:

*a* – традиционный способ; *б* – способ волочения под гидростатическим давлением; *в* – способ волочения, основанный на локализации очага деформации

(рис. 1, *б*). Обычно в таком случае заготовка помещается в закрытую полость, в которой с помощью жидкости создается гидростатическое давление. Можно осуществлять волочение как неупрочняющегося, так и упрочняющегося материала.

Волочение неупрочняющегося материала протекает при следующем условии:

$$\sigma_{m_0} + \sigma_d \geq \sigma_{m_0} \xi.$$

Дополнительное напряжение сжатия при заданной степени обжатия заготовки

$$\sigma_d = \sigma_{m_0} \xi - \sigma_{m_0} (\xi - 1).$$

Волочение упрочняющегося материала будет протекать при условии

$$\sigma_{m'} + \sigma_d \geq \sigma_{m_0} \xi,$$

где

$$\sigma_d = \frac{\sigma_{m_0} (n+1)}{2} \xi - n\sigma_{m_0} = \sigma_{m_0} \left( \frac{n+1}{2} \xi - n \right).$$

Использование гидростатического давления при волочении через алмазные волокна позволяет уменьшить тянущее усилие и снизить обрывность проволоки. Кроме того, такой способ деформирования позволяет протягивать проволоку с большими обжатиями в связи с повышением пластичности металла в условиях всестороннего сжатия.

Третий путь реализации процесса волочения основан на принципе локализации очага деформации, т. е. уменьшении площади контактной поверхности между заготовкой и деформирующим инструментом. Этот путь предусматривает последовательное перемещение очага деформации по образующей заготовке при одновременном протягивании ее через плоский деформирующий инструмент (рис. 1, *в*).

В данном случае, как и в предыдущем, возможно волочение проволоки из неупрочняющегося материала, причем процесс будет протекать, если предель-

ное усилие волочения  $P_B$  на выходе из волоки, определяемое прочностью материала и поперечным сечением заготовки, будет не менее усилия, необходимого для преодоления сопротивления течению металла в локализованном очаге деформации, т. е.

$$\sigma_m f \geq \xi \sigma_m F_{\text{л}},$$

где  $f$  — площадь поперечного сечения проволоки на выходе из волоки;  $F_{\text{л}}$  — площадь сосредоточенной пластической деформации.

Очевидно,  $F_{\text{л}}$  зависит от площади контакта  $F_{\text{к}}$ , которая в свою очередь определяется степенью деформации и формой сечения заготовки:

$$F_{\text{л}} = f(F_{\text{к}}) = f(e_i).$$

Если волочению подвергается упрочняющийся материал, неравенство имеет вид

$$f \sigma_m \geq \xi \sigma_m F_{\text{л}}.$$

Способ локализации очага деформации позволяет варьировать усилие волочения и тем самым уменьшать вероятность обрывов при волочении микропроволоки. Однако это преимущество, а также выигрыш в усилиях должны замещаться работой пластической деформации, которую необходимо совершить для полного формообразования сечения заготовки путем дополнительного движения инструмента.

По кинематике возможно различное движение деформирующего инструмента, однако применительно к волочению проволоки оно должно обеспечивать перемещение зоны деформации по круговому контуру и осуществлять в конечном итоге пластическую обкатку заготовки. По такому принципу можно осуществлять процесс волочения с вращательным движением деформирующего инструмента относительно продольной оси заготовки или так называемое ротационное волочение. Другой способ основан на применении возвратно-поступательного перемещения в поперечном к оси протягивания заготовки направлении плоского или цилиндрического инструмента. Основанный на пластическом перекачивании цилиндрической заготовки способ наиболее эффективен при волочении проволоки малых диаметров.

УДК 621.78–536.212

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, Э.А. ГУРВИЧ, Н.Л. МАНДЕЛЬ,  
П.В. СЕВАСТЬЯНОВ, Л.Г. ДЫМОВА, кандидаты техн. наук,  
С.Н. НЕСЕНЧУК (БПИ)

### АНАЛИЗ ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ЗАГОТОВКИ В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА ПЕРЕД ПРОКАТКОЙ

Рассмотрим квазистатическую несвязанную задачу термоупругопластичности для реальных условий нагрева металла в кольцевой печи осепрокатного производства. Математическая модель нагрева в этом случае может быть



представлена в виде системы дифференциальных уравнений:

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

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} = 0; \quad \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0; \quad T \Big|_{\tau=0} = T_0; \quad (2)$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \alpha [T_n(\tau) - T \Big|_{r=R}] + \sigma(\tau) [T_n^4(\tau) - T^4 \Big|_{r=R}]; \quad (3)$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=L/2} = \alpha [T_n(\tau) - T \Big|_{z=L/2}] + \sigma(\tau) [T_n^4(\tau) - T^4 \Big|_{z=L/2}]. \quad (4)$$

Параметры внешнего теплообмена  $\alpha$  и  $\sigma$  определяются посредством параметрической идентификации на основании результатов экспериментальных исследований.

Решение задачи (1)–(4) осуществляется локально-одномерным численным методом с применением неявной разностной схемы на равномерной сетке [1].

Математическая модель для термических напряжений в соответствии с требованиями теории течения [2] имеет вид:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \Delta \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \Delta \sigma_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} &= 0; \\ \frac{\partial \Delta \sigma_{rz}}{\partial r} + \frac{\partial \Delta \sigma_{rz}}{\partial z} + \frac{\Delta \sigma_{rz}}{r} &= 0; \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

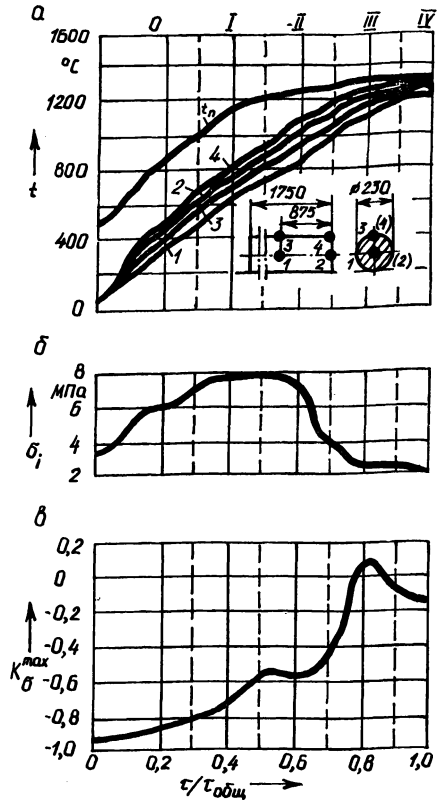
$$\left. \begin{aligned} \Delta \epsilon_r &= \frac{\partial \Delta u}{\partial r}; \quad \Delta \epsilon_\varphi = \frac{\Delta u}{r}; \quad \Delta \epsilon_z = \frac{\partial \Delta w}{\partial z}; \\ \Delta \epsilon_{rz} &= \frac{\partial \Delta u}{\partial z} + \frac{\partial \Delta w}{\partial r}; \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

$$\begin{aligned} \Delta \epsilon_r &= \frac{1}{E} [\Delta \sigma_r - \mu(\Delta \sigma_\varphi + \Delta \sigma_z)] - \frac{1}{E^2} \frac{dE}{dT} \Delta T [\sigma_r - \mu(\sigma_\varphi + \sigma_z)] - \\ &- \frac{1}{E} \frac{d\mu}{dT} \Delta T (\sigma_\varphi + \sigma_z) + \frac{d(\alpha T)}{dT} \Delta T; \end{aligned} \quad (7)$$

$$\left. \begin{aligned} \Delta \epsilon_{rz} &= \frac{1}{G} \Delta \sigma_{rz} - \frac{1}{G^2} \frac{dG}{dT} \Delta T \sigma_{rz}; \\ w \Big|_{z=0} &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

Рис. 1. Изменение температур (а), максимальных интенсивностей напряжений (б) и критериев напряженного состояния (в) при нагреве цилиндрической заготовки из стали 45:

1-4 — кривые изменения температуры в характерных точках заготовки; 0-IV — характерные зоны нагрева печи;  $t_{\text{п}}$  — изменение температуры по длине печи;  $T/T_{\text{общ}}$  — относительная длина печи



Уравнения для  $\Delta \epsilon_{\varphi}$ ,  $\Delta \epsilon_z$  могут быть получены путем циклической перестановки индексов  $r, z, \varphi$  в уравнении для  $\Delta \epsilon_r$ .

Решение задачи (5)–(8) с использованием полученных по модели (1)–(4) приращений  $\Delta T$  осуществлялось методом конечных элементов. В результате получены поля температур и напряжений.

На рис. 1 показана динамика нагрева осевой заготовки диаметром 230 мм и длиной 1750 мм (рис. 1, а) и изменение максимальных интенсивностей напряжений (рис. 1, б). Для оценки качества нагрева с позиции прочности использовался критерий напряженного состояния  $K_{\sigma}^{\max} = \max_{r,z} \frac{\sigma_i - \sigma_p}{\sigma_p}$

(рис. 1, в), где  $\sigma_i$  — интенсивность напряжения,  $\sigma_p$  — предел прочности материала. Качественный нагрев имеет место при  $K_{\sigma}^{\max} < 0$ .

Из рис. 1, в видно, что выбранный режим нагрева является неудовлетворительным, так как в III зоне (2-я сварочная)  $K_{\sigma}^{\max}$  принимает положительные значения, переходя порог прочности; в то же время максимальные значения интенсивности напряжений и перепадов температур имеют место в предыдущей зоне II (1-я сварочная зона). Отсюда следует, что максимальные пере-

пады температур и высокие напряжения не всегда являются критерием качества нагрева. В данном случае это может быть обусловлено тем, что при высоких температурах материала в IV зоне резко уменьшается предел прочности и, следовательно, даже незначительные интенсивности напряжений приводят к потере качества. Для того чтобы добиться качественного нагрева, необходимо во 2-й сварочной и томильной зонах понижать температуру печи, а максимальную интенсивность нагрева обеспечивать в предыдущих зонах. При этом в опасной зоне уменьшаются перепады температур и, следовательно, снижается интенсивность напряжения.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Самарский А.А. Теория разнотных схем. — М., 1977.
2. Термопрочность деталей машин / Под ред. И.А. Биргера и Б.Ф. Шорра. — М., 1975.

УДК 621.787.4

Т.В.КАЛИНОВСКАЯ, канд. техн. наук,  
Д.И. ДМИТРОВИЧ (ФТИ)

#### О ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РОЛИКОМ

В работе [1] показано, что правильное установление связи между физико-механическими и технологическими параметрами процесса поверхностного пластического деформирования (ППД) является залогом его научно обоснованной оптимизации, направленной на выбор режимов, обеспечивающих максимальный прирост долговечности упрочняемых ППД деталей. Эти связи, отражающие проявление принципов самоорганизации одновременно действующих законов упругого и пластического деформирования, получили вполне конкретную форму выражения. Так, ширина контактной площадки вдавливания в общем случае

$$b = A \rho \bar{\nu} \bar{\sigma}_n k n_1 n_2, \quad (1)$$

где  $\rho$  — приведенный радиус кривизны;  $\bar{\nu}$  — упругая постоянная пары индентор—деталь;  $\bar{\sigma}_n$  — безразмерное нормальное напряжение на контакте;  $k$  — предел текучести на сдвиг;  $n_1$  — коэффициент пластического приращения опорной площадки;  $n_2$  — коэффициент приращения площадки за счет волны

$$\rho = \frac{1}{1/R_1 + 1/R_2 + 1/R_3 + 1/R_4}, \quad (2)$$

где  $R_1, R_2, R_3, R_4$  — радиусы кривизны инструмента и детали в зоне контакта.

$$n_1 = \bar{\sigma}_n / \bar{\sigma}_{n1}, \quad (3)$$

где  $\sigma_{n1}$  — относительное предельное упругое напряжение вдавливания

$$n_2 = B + C\bar{\sigma}_n. \quad (4)$$

Коэффициенты  $A, B, C$  в формулах (1), (4) зависят от степени осесимметричности процесса (эллипсности контактной площадки  $\eta_{oc}$ ). Поскольку больший размер контактной площадки  $a$  связан с меньшим  $b$  посредством коэффициента  $\eta_{oc}$  ( $a = b/\eta_{oc}$ ), в общем случае усилие вдавливания

$$P = \pi ab\bar{\sigma}_n k = \pi(A\rho\bar{v}n_1 n_2)^2 \bar{\sigma}_n^3 k^3 / \eta_{oc}, \quad (5)$$

где  $\bar{\sigma}_n k$  представляет среднее напряжение  $\sigma_{cp}$ .

Структура связей при качении ролика аналогична описанной выше.

Поскольку глубина деформированного при ППД поверхностного слоя упрочняемой детали прямо пропорциональна ширине контактной площадки, в случае необходимости ее уменьшения или увеличения можно идти по пути варьирования параметров  $\rho$  и  $\bar{\sigma}_n$  (параметры  $\bar{v}$  и  $k$ , отражающие свойства материалов, предопределены маркой материала). В то же время приведенный радиус кривизны  $\rho$ , согласно (2), зависит от четырех радиусов, два из которых ( $R_2, R_4$ ) заданы чертежом детали, а остальные, относящиеся к ролику ( $R_1$  и  $R_3$ ), могут варьироваться и по-разному влиять на зависимости (1) и (5).

Был проведен вычислительный эксперимент, отражающий роль упомянутых параметров. Рассматривался процесс качения торового ролика без подачи по цилиндрической детали при параметрах  $R_1 = 28$  мм,  $R_3 = 1,75$  мм ( $R_3$  — профильный радиус ролика),  $R_2 = 20$  мм,  $R_4 = \infty$ ,  $k_0 = 200$  МПа,  $\bar{v} = 1,7 \times 10^{-5}$  МПа $^{-1}$ . В расчете учитывалось упрочнение за проход ролика.

Варьировали радиус ролика, задавая  $R_3 = 0,25 \dots 3$  мм через 0,25 мм, радиус  $R_1 = 14 \dots 56$  мм при  $\bar{\sigma}_n = 4$ , а также безразмерное давление  $\bar{\sigma}_n = 3,5 \dots 5$  через 0,5 при  $R_1 = 28$  мм,  $R_3 = 1,75$  мм. Варьируемые и расчетные параметры внесены в табл. 1 и 2.

Табл. 1. Влияние профильного радиуса  $R_3$  на параметры  $2b$  и  $P$

$R_3$ , мм	0,25	0,5	0,75	1	1,25	1,5	1,75	2	2,5	3
$2b$ , мм	0,05	0,1	0,15	0,2	0,24	0,28	0,33	0,37	0,46	0,55
$P$ , Н	10	27	50	71	97	125	153	187	258	336

Табл. 2. Влияние нормального напряжения  $\bar{\sigma}_n$  на параметры  $2b$  и  $P$

$\bar{\sigma}_n$	3,5	3,75	4	4,25	4,5	4,75	5
$2b$ , мм	0,23	0,28	0,33	0,39	0,46	0,54	0,63
$P$ , Н	67	102	153	230	343	512	765

Для  $R_1 = 14$  мм при  $\bar{\sigma}_n = 4$ ,  $R_3 = 1,75$  мм  $2b = 0,32$  мм,  $P = 133$  Н, для  $R_1 = 56$  мм  $2b = 0,35$  мм,  $P = 170$  Н.

Как видно из таблиц, изменение профильного радиуса  $R_3$  в несколько раз приводит к изменению ширины площадки  $2b$  во столько же раз, изменение же радиуса ролика в плоскости качения практически не влияет на этот параметр.

На усилие обкатки рассмотренные параметры воздействуют согласно уравнению (3). Поскольку влияние на усилие обкатки  $P$  профильного радиуса  $R_3$  (через  $\rho$ ) проявляется в квадратичной зависимости, а  $\bar{\sigma}_n$  — в кубической, их несложно разделить и по измеренной ширине полос качения, полученных при соответствующем усилии обкатки, проверить правильность расчета. Такие проверочные эксперименты проводились на сплаве Д1 и показали хорошую сходимость с расчетом (отклонение не более 5...6 %).

Объективная оценка роли упомянутых параметров в формировании площадки контакта, накоплении деформаций и упрочнении, а также в создании эпюры остаточных напряжений, влияние на которую параметра  $\bar{\sigma}_n$  является решающим, позволяет подойти к оптимизации процесса ППД с позиции заданной цели (долговечность детали, оптимальная глубина наклепанного слоя, величина и знак остаточных напряжений в приповерхностном слое и т.п.).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Теоретические основы процессов поверхностного пластического деформирования / Е.М. Макушок и др. — Мн., 1988.

УДК 621.77.04

Г.В. АНДРЕЕВ, В.В. ХАРЧЕНКО (ФТИ),  
В.Е. КИСЕЛЕВ (РостНИИТМ, Ростов), кандидаты техн. наук,  
В.М. СМЛЛЕР (Комбайновый з-д, Таганрог)

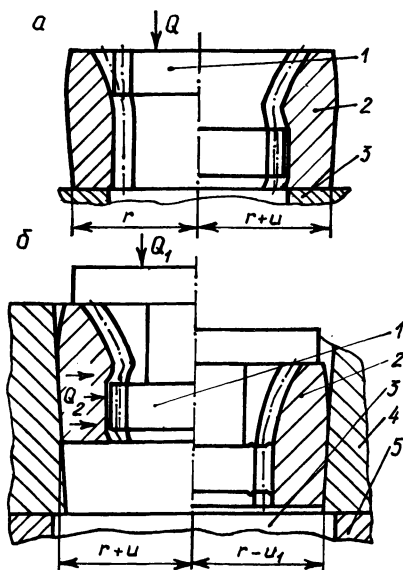
### РАДИАЛЬНАЯ КАЛИБРОВКА СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ УПРУГОДЕФОРМИРУЕМЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

В последние десятилетия широкое распространение на предприятиях отечественной и зарубежной промышленности нашли методы изготовления изделий пластическим формообразованием. Однако до настоящего времени преобладающая часть получаемых деталей требует дополнительной обработки из-за неудовлетворительных точностных параметров, например при получении зубчатых колес. Такое положение обусловлено ограниченным использованием методов холодного пластического формообразования при деформациях, превышающих упругие, как правило, на два и более порядков, и необходимостью применения методов горячей обработки.

В связи с этим все больше используются многопереходные процессы деформирования. Одним из них является технологический процесс, включающий горячее деформирование изделия и последующую холодную его калибровку. Подобная технология, внедренная на ПО "Ижсталь" для изготовления матриц и волок, позволила получить годовой экономической эффект более

Рис. 1. Схемы упругой раздачи матрицы (а) и пластического деформирования заготовки (б) :

1 – заготовка; 2 – матрица; 3 – плита; 4 – контейнер; 5 – пуансон;  $Q$  – усилие вдавливания заготовки в матрицу;  $Q_1$  – усилие вдавливания матрицы в контейнер;  $Q_2$  – усилие радиального обжатия;  $u$  – радиальное перемещение внешних точек матрицы при ее растяжении;  $u_1$  – радиальное перемещение внешних точек матрицы при ее сжатии



17 тыс. руб. лишь только за счет использования способа калибровки [ 1 ] вместо слесарной доработки. Калибровка указанного инструмента заключается в получении требуемых размеров рабочего канала радиальным обжатием заготовки с предварительно отформованным отверстием на пуансоне в конической матрице.

Калибровку боковой поверхности заготовок без полостей предложено осуществлять радиально обжимаемым упругодеформируемым инструментом [ 2 ]. При этом заготовку помещают в полость матрицы, последнюю радиально обжимают. Исправляющая способность при такой калибровке изделий ограничена упругими деформациями сжатия матрицы и обрабатываемого изделия.

Для расширения исправляющих возможностей указанной калибровки разработана технология, включающая упругую раздачу матрицы при свободной от внешних нагрузок ее боковой поверхности, создаваемую вдавливанием заготовки в калибрующую часть матрицы (рис. 1, а), и последующую пластическую деформацию заготовки при приложении обжимающих усилий к указанной боковой поверхности, соответствующей калибрующей части (рис. 1, б).

Таким образом, в разработанной технологии в отличие от известной [ 2 ] за счет деформаций растяжения обеспечивается сжатие матрицы при последующем радиальном ее обжатии на величину, возросшую на деформацию растяжения  $u$  (рис. 1, а), что позволяет использовать заготовки с более широким полем допусков на размеры. Кроме того, при вдавливании заготовки в калибрующую часть матрицы ее рабочая поверхность при свободной от внешних нагрузок боковой поверхности практически не будет изнашиваться. Благодаря приложению при пластической деформации заготовки обжимающих усилий к боковой поверхности матрицы, поперечное сечение которой расположено в калибрующей части, обеспечивается снижение деформирующих усилий за счет уменьшения зоны обжатия.

Для апробирования разработанной технологии калибровали заготовку из

стали 40Х высотой 20 мм, полученную фрезерованием, с припуском по профилю для колеса полумуфты гидромотора комбайна "Дон-1500" (модуль – 3 мм, число зубьев – 24). Матрицу и контейнер изготавливали из стали 5ХНВ и термообработывали до твердости 58...60 HRC<sub>3</sub>. Толщина стенок матрицы в поперечном сечении изменялась от 3 до 6 мм, а угол конусности ее боковой поверхности был равен 2°. Натяг, создававшийся между матрицей и контейнером на завершающем этапе калибровки (рис. 1, б, справа), на сторону был равен 0,2 мм. Диаметр выступов заготовки составлял 74,4 мм, а впадин – 67,9 мм. Параметр шероховатости *Ra* на вершинах зубчатого профиля исходной заготовки не превышал 2,27 мкм, а по эвольвенте – 1,3 мкм. После калибровки деталь имела диаметр выступов 73,7 мм, а впадин – 67,3 мм. При этом параметр шероховатости *Ra* на вершинах зубчатого профиля детали уменьшался и не превышал 0,88 мкм, а по эвольвенте – 1,2 мкм.

Таким образом, апробирование разработанной технологии калибровки показало, что она позволяет исправлять форму профиля зубчатого колеса и снижать параметры шероховатости его поверхности.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А. с. 1142210 (СССР). Штамп для выдавливания изделий с полостями / В.М.Анищик, А.Н. Равин, Э.Ш. Суходрев и др. 2. А. с. 727307 (СССР). Штамп для радиальной штамповки / В.И. Колос, М.М. Карташова.

УДК 621.777

В.Г. КАНТИН, канд. техн. наук (ФТИ)

### О РЕАЛИЗАЦИИ РЕЖИМА ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ТРЕНИЯ ПРИ ГОРЯЧЕМ ВЫДАВЛИВАНИИ

Специфические особенности холодного гидропрессования – высокий уровень усилий деформирования, сжимаемость жидкости, сложность обеспечения гидравлических уплотнений, необходимость улавливания отпрессованных заготовок – существенно ограничивают промышленное применение процесса. Эти недостатки могут быть успешно преодолены при горячем гидропрессовании, одной из разновидностей которого считается горячее гидродинамическое выдавливание (ГГДВ) [1]. Основным отличительным признаком ГГДВ является использование в качестве рабочей среды квазижидких материалов, проявляющих в условиях деформирования свойства, подобные свойствам жидкости.

Сущность эффекта применения рабочих сред, например графитного порошка, при выдавливании заготовки состоит в том, что при определенных параметрах процесса в зоне деформации создается смазочный клин, способный полностью разделить контактные поверхности нагретого металла и инструмента, т. е. обеспечиваются условия гидродинамического (жидкостного) трения. Однако проявление эффекта гидродинамического трения наблюдается лишь при определенных сочетаниях режимов деформирования, геометрических и реологических параметров выдавливаемых заготовок и рабочей среды.

Необходимым условием для обеспечения совместного истечения деформируемого металла и рабочей среды является прежде всего наличие слоя графитного порошка в контейнере в начальной стадии процесса. При правильно выбранных параметрах процесса (размеры заготовки, степень деформации, температура нагрева заготовки и др.) деформирование должно осуществляться следующим образом. Под действием ударной нагрузки графитный вкладыш разрушается. Образующийся порошок графита затекает в зазор между контейнером и заготовкой и уплотняется. Затем происходит пластическая деформация заготовки.

Если зазор будет занижен, при высокой температуре нагрева заготовки сопротивление металла осадке может оказаться ниже сопротивления истечению графитного порошка в узкую кольцевую щель между контейнером и заготовкой, что приведет к "бочкообразованию" заготовки и может полностью исключить формирование графитной оболочки в контейнере. В этом случае произойдет обычное выдавливание со всеми присущими ему особенностями, что и наблюдается чаще всего на практике.

Возможно также обычное выдавливание, при котором степень деформации недостаточна.

Анализ процессов, происходящих в начальной стадии ГГДВ (истечение порошкообразного графита в кольцевой зазор, осадка заготовки и ее выдавливание), позволил определить допустимые значения соотношений диаметров заготовки и контейнера и степени деформации при заданных механических свойствах рабочей среды и деформируемого материала [2]. Однако формирование слоя рабочей среды в контейнере является необходимым, но недостаточным условием, обеспечивающим реализацию эффекта гидродинамического трения при выдавливании. Экспериментальное и теоретическое изучение особенностей совместного выдавливания заготовок и рабочих жидкостей позволило определить кинематические, геометрические и силовые характеристики процесса, при которых может быть осуществлено деформирование в режимах гидродинамического трения.

Совместным решением уравнений движения Навье—Стокса для вязкой несжимаемой жидкости и уравнений квазистатического равновесия деформируемого металла из условия равенства нормальных напряжений на поверхности контакта рабочей среды и деформируемой заготовки была получена зависимость для определения толщины слоя смазочного материала на выходе из очага деформации:

$$h = \left( \frac{\sigma_s}{4\eta v_0} F(\varphi) F(\rho) + \frac{4\sqrt{\lambda}}{\rho_0 \operatorname{ctg}\varphi_M} \right)^{-1},$$

где  $\sigma_s$  — предел текучести деформируемого материала;  $\eta$  — исходная динамическая вязкость рабочей среды;  $v_0$  — скорость деформирования;  $F(\varphi) =$

$$= \frac{25 + \frac{1}{\cos^2\varphi_M}}{\cos\varphi_M \operatorname{ctg}\varphi_M}, F(\rho) = \frac{\sqrt{\lambda} \ln \sqrt{\lambda}}{\sqrt{\lambda^3} - 1} - \text{функции, отражающие соответствен-}$$



но влияние угла  $\varphi_m$  конуса матрицы и вытяжки  $\lambda$ ;  $\rho_0$  — радиус верхней границы очага деформации в сферических координатах.

Как показывает анализ зависимости, определяющим фактором образования и стабильного существования смазочного клина в очаге деформации при осесимметричном выдавливании заготовки через матрицу является отношение вязкости рабочей среды к пределу текучести материала в процессе истечения. Увеличение этого отношения приводит к линейному росту слоя смазочного материала на входе в конус матрицы, а следовательно, и на выходе из него.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Северденко В.П., Мурач В.С., Суходрев Э.Ш. Горячее гидродинамическое выдавливание режущего инструмента. — Мн., 1974. 2. Северденко В.П., Эли м е л а х С.З., К а н т и н В.Г. Условия формирования разделяющего слоя промежуточной среды при горячем гидродинамическом выдавливании // Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. — 1975.

УДК.669.017:621.7.044.2

Ю.Г. АЛЕКСЕЕВ, канд. техн. наук,  
И.Н. ФЕДОСЕНКО, И.А. КОМЕЛЬ (БПИ)

### ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ТРУБ ПРИ ОБЖАТИИ ЭНЕРГИЕЙ ВЗРЫВА\*

Процессы упрочнения и сварки труб энергией взрыва сопровождаются деформацией материала труб при обжати. Проектирование материала требует знания скорости деформирования, скорости и степени деформации, так как их значения влияют на структуру и свойства материала.

Рассмотрим обжатие трубы в цилиндрической системе координат (рис. 1). При этом сделаем следующие предположения: труба имеет неограниченные размеры в направлении оси  $Z$ ; происходит равномерное ее обжатие, т. е. все точки, расположенные на поверхности любого выделенного в трубе цилиндра, перемещаются в направлении координаты  $r$  на одинаковое расстояние. Это позволяет пренебречь наличием деформации вдоль оси  $Z$  и не учитывать влияния краевых эффектов.

С учетом данных предположений получены значения скорости деформирования  $v_{ri}$  в любой момент времени  $\tau_i$  для любой точки трубы  $R_i$ :

$$v_{ri} = \frac{v_{1\tau}}{R_{i\tau}} (R_{10} - \int_0^{\tau_i} v_{1\tau} d\tau), \quad v_{\varphi i} = v_{zi} = 0,$$

где  $v_{1\tau}$  — заданная скорость деформирования наружной поверхности трубы в момент времени  $\tau_i$ .

\* Работа выполнена под руководством канд. техн. наук В.Н. Ковалевского.

Исходя из уравнений, связывающих скорость деформирования  $v_{r_i}$ , скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  и степень деформации  $\epsilon$  [1], получены следующие зависимости:

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{rr_i} = -\dot{\epsilon}_{\varphi\varphi_i} &= v_{1\tau} \frac{(R_{10} - \int_0^{\tau} v_{1\tau} d\tau)}{R_i^2}; \\ \epsilon_{rr} = -\epsilon_{\varphi\varphi} &= \ln \frac{R_{i0}}{R_i}; \quad \epsilon_{zz} = \epsilon_{\varphi\varphi} = \epsilon_{\rho z} = \epsilon_{zr} = 0; \\ \epsilon_{\text{обобщ}} &= \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{R_{i0}}{R_i}. \end{aligned} \quad (1)$$

Схема "косого" полета труб при сварке либо упрочнении полностью не описывается принятой в расчете схемой "плоского" полета ( $\epsilon_{zz} \neq 0$ ). Кроме того, возможна потеря устойчивости трубы в полете. Экспериментальная установка по проверке соответствия расчетной схемы процессу обжатия взрывом

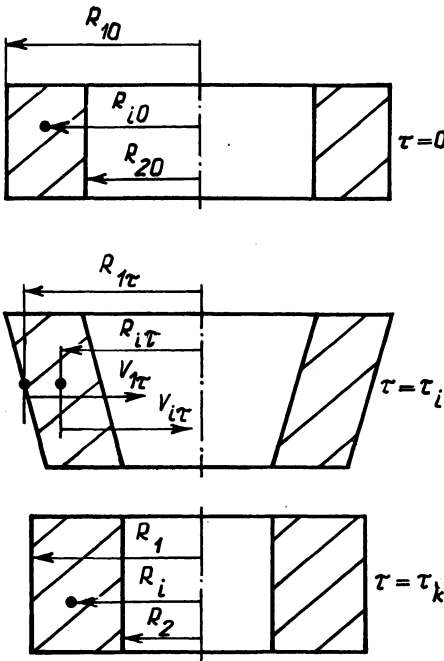


Рис. 1. К расчету процесса деформирования труб энергией взрыва

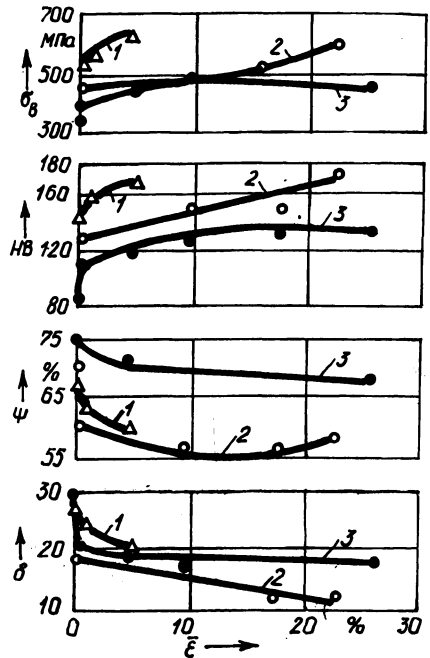


Рис. 2. Зависимость характеристик механических свойств сталей от степени их деформации:

1 - сталь 45; 2 - сталь 20; 3 - сталь ОЗЖР

состояла из двух стальных оболочек, в зазоре между которыми размещались диски-образцы. Для регистрации остаточной деформации на торцевых поверхностях дисков наносили резанием круговые диски и запрессовывали медные проволочные датчики. Отклонение расчетных данных от экспериментальных составило: абсолютное  $\Delta\epsilon = 0..4\%$ , относительное  $\Delta\epsilon/\epsilon_{100} = 0..8\%$ . Потеря устойчивости трубы оценивалась отклонением от круглости круговых рисков, что дало относительную погрешность в расчетах деформации (3..8%). Таким образом, данная методика расчета параметров  $\nu_r$ ,  $\dot{\epsilon}$ ,  $\epsilon$  может быть принята для оценки процесса деформирования труб при сварке и упрочнении взрывом.

Из условия сплошности материала до и после деформирования формула (1) примет вид

$$\epsilon_{\text{обобщ}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{R_{i0}}{\sqrt{R_{i0}^2 - R_{20}^2 + R_2^2}}$$

Из данной зависимости следует, что деформация по толщине трубы переменна, следовательно, переменны и механические свойства материала. Для оценки работоспособности материала в этом случае целесообразно ввести параметр — среднюю степень деформации материала трубы

$$\bar{\epsilon} = \frac{\int_{R_1}^{R_2} \ln \frac{R_0}{R} dR}{R_1 - R_2}$$

На рис. 2 показаны зависимости механических характеристик сталей 03ЖР (0,011% С), 20 и 45 от  $\bar{\epsilon}$ . Трубы деформировали зарядом из аммонита №6ЖВ. Интенсивное изменение характеристик происходит при степенях деформации  $\bar{\epsilon} = 1..5\%$ . Упрочняется ферритная матрица материала. Плотность дислокаций возрастает до  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ . С увеличением  $\bar{\epsilon}$  в ферритных зернах появляются двойники и зерна вытягиваются в радиальном направлении, образуя ферритные и перлитные радиальные и окружные строки.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Радзивончик В.Ф. Скоростное пластическое деформирование металлов. — Харьков, 1967.

УДК 621.7.044.2

В.И. БЕЛЯЕВ, д-р техн. наук, И.О. БАРЧУК,  
В.Б. КРАВЦОВ, И.Н. ГОРБАЧ (БПИ)

#### СВАРКА МЕТАЛЛОВ В ХОЛОДНОМ СОСТОЯНИИ

Одним из новых технологических направлений машиностроения является холодная сдвиговая сварка. Теоретически обосновано и экспериментально доказано, что образование сварного соединения в твердофазном состоянии про-

исходит в результате химических реакций между контактируемыми поверхностями. При этом образуются участки с очень прочной связью независимо от того, какие материалы свариваются — однородные или разнородные. Разрушение происходит не по зоне соединения, а по менее прочным участкам.

Существующие методы сварки сталей в твердофазном состоянии основаны либо на частичном оплавлении контактирующей поверхности, либо на большой степени деформации свариваемых участков. Оплавление, а также деформирование сопровождаются изменением формы и размеров заготовок. Кроме того, при нагреве части заготовки до температур 1000...1200 °С с последующим их охлаждением происходит изменение структуры и свойств материалов, а следовательно, потеря равнопрочности. При сталях с содержанием углерода 0,35 % (по массе) и более возможно образование трещин и коробление. Закалка отдельных участков детали затрудняет последующую механическую обработку инструментом из быстрорежущих сталей.

Сварка металлов в холодном состоянии возможна при получении высокого давления между двумя коническими поверхностями, превышающего предел текучести материалов. Деформация от высоких давлений неравномерно распределяется по образующим конуса. Кроме того, высокие давления и пластическая деформация тонких слоев вызывают остаточные напряжения I рода, равные  $\sigma_T$  материала, что отрицательно сказывается на прочностных характеристиках детали. С помощью локального нагрева после сварки достигается релаксация напряжений и увеличение прочности сварного соединения.

Многочисленные микроструктурные исследования показывают, что глубина реакционной зоны (толщина деформируемого слоя) сравнительно невелика и находится в пределах 0,005 ... 0,15 мм. Увеличение толщины слоя за счет диффузионных процессов не вызывает повышения прочности соединения. Толщину слоя можно регулировать изменением угла конуса  $\alpha$  (рис. 1, а, б), так как принципиальная схема сварки представляет запрессов-

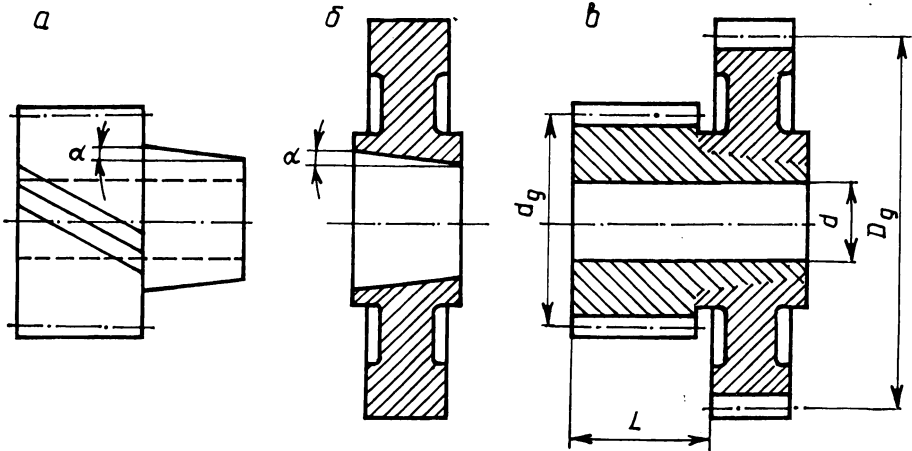


Рис. 1. Схема получения блока шестерен методом холодной сварки:

а — косозубая шестерня; б — заготовка прямозубой шестерни; в — соединение косозубой шестерни с заготовкой способом холодной сварки и последующая нарезка зубьев прямозубой шестерни

ку конической заготовки в коническое отверстие другой заготовки. Значения углов находятся в пределах  $0,5...10^\circ$ . С увеличением угла конуса возрастает толщина деформируемого слоя. Угол конуса выбирается в зависимости от формы детали и размеров образующей конуса.

Холодная сварка металлов и сплавов является одним из перспективных направлений при изготовлении сложных по форме деталей и конструкций из простых элементов (на рис. 1, а, б). Преимущество этого направления заключается в том, что предварительно обработанные элементы соединяются холодной сваркой без изменения формы и размеров заготовок (на рис.1, в –  $d, d_d, D_d$  и  $L$ ).

Так как деформированию подвергаются тонкие контактирующие слои, холодная сварка позволяет экономить металл за счет изготовления отдельных элементов из заготовок различного диаметра, увеличивать производительность работ путем уменьшения объема снимаемого металла, повышать качество деталей за счет применения различных материалов с учетом условий нагружения отдельных участков. Сварка в холодном состоянии обеспечивает ремонтоспособность деталей, так как позволяет изменять площадь свариваемых участков и способствует увеличению точности изготовления сложных деталей введением окончательной обработки при постоянной базовой поверхности (рис. 1) диаметром  $d$  (для случаев, когда каждый элемент обрабатывается на различных станках, а при соединении погрешности двух деталей выходят за пределы допуска).

При холодной сварке не требуется специального оборудования, реализуется возможность механизации и автоматизации операций, не предъявляются высокие требования к шероховатости поверхности (достаточно чистой обработки резцом) и точности изготовления заготовок. Снижение остаточных напряжений и повышение точности соединения достигаются за счет применения специальной кондукторной оснастки.

Сварка сталей в холодном состоянии, основанная на химической реакции контактирующих поверхностей, позволяет получать соединения обработанных заготовок за счет деформирования тонких контактирующих слоев и может применяться в сочетании с традиционной обработкой резанием в различных отраслях машино- и приборостроения.

УДК 621.771.2

Л.А. БАРКОВ, д-р техн. наук,  
С.А. МЫРИН, канд. техн. наук (ЧПИ)

### **ТЕХНОЛОГИЯ И СТАНЫ ДЛЯ ПРОКАТКИ ПРУТКОВ И КАТАНКИ ИЗ МАЛОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Одним из новых эффективных способов получения прутков, катанки и фасонных профилей из малопластичных металлов и сплавов, например, на основе вольфрама, молибдена, хрома, никеля и других металлов, является способ прокатки четырехсторонним обжатием (ПЧО).

В Челябинском политехническом институте на основе ПЧО разработана новая промышленная технология и станы для получения прутков, катанки и фасонных профилей из тугоплавких и жаропрочных малопластичных материалов\*. Прокатка осуществляется в калибрах, образованных четырьмя валками, оси которых расположены в одной плоскости или смещены попарно на величину, меньшую длины очага деформации. Полоса или заготовка, преимущественно квадратного сечения, задается в калибр в положении на ребро, что исключает затекание металла в разъемы валков. Обжатие распределяется неравномерно по ширине ручьев, как правило, образованных гладкой бочкой валков. Оно максимально по оси симметрии калибра и снижается до нуля вблизи плоскостей разреза валков, что вызывает утяжку полосы в плоскостях разреза валков. При ПЧО создается силовая схема всестороннего неравномерного сжатия, повышающая технологическую пластичность обрабатываемого материала. Деформирование осуществляется практически без поперечного течения или с утяжкой металла. При этом значительно повышается эффективность процесса. Благодаря отмеченным особенностям достигаются высокие вытяжки за проход. Это позволяет уменьшить в процессе прокатки общее количество операций нагрева и обработки давлением, создать в очаге деформации высокое гидростатическое давление, дополнительно повышающее пластичность металла и улучшающее механические свойства и качество проката.

Прокатка коротких, литых и порошковых спеченных заготовок из тугоплавких металлов, преимущественно из вольфрама, молибдена и сплавов на их основе, выполняется на одноклетевых и многоклетевых сортовых станах с четырехвалковыми калибрами последовательной прокатки. Перед прокаткой осуществляется нагрев исходных заготовок в электрических печах с защитной атмосферой. Прокатка, как правило, выполняется по системе калибров квадрат — квадрат, образованных четырьмя гладкими валками. Между проходами полоса кантуется относительно продольной оси на угол  $45^\circ$ . На одноклетевых станах партия заготовок подвергается нагреву перед каждым следующим проходом. На многоклетевых станах с одного нагрева осуществляется от двух до четырех проходов.

Вытяжка при прокатке малопластичных металлов и сплавов на сортовых станах с четырехвалковыми калибрами находится в пределах 1,2...1,6 за проход. Меньшие значения относятся к тугоплавким металлам, большие — к жаропрочным сплавам, например, на основе никеля. В настоящее время промышленной прокаткой на сортовых станах получают квадратные, восьмигранные и круглые прутки диаметром 15...40 мм, а также фасонные профили.

Отличительной особенностью клетей сортовых станов с четырехвалковыми калибрами [1] является привод только двух горизонтальных валков из четырех, образующих калибр. Каждая клеть стана имеет индивидуальный привод. Для улучшения захвата полосы валками пара холостых валков смещается относительно приводных по ходу прокатки. Клетки снабжены вводной и выводной валковой арматурой. Валковые узлы выполнены сборными и размещены на консольных осях подушек. Привод валков осуществляется со свободной стороны консольной оси подушки. Такое конструктивное исполнение

---

\* В разработке конструкций станов принимал участие В.В. Пастухов.

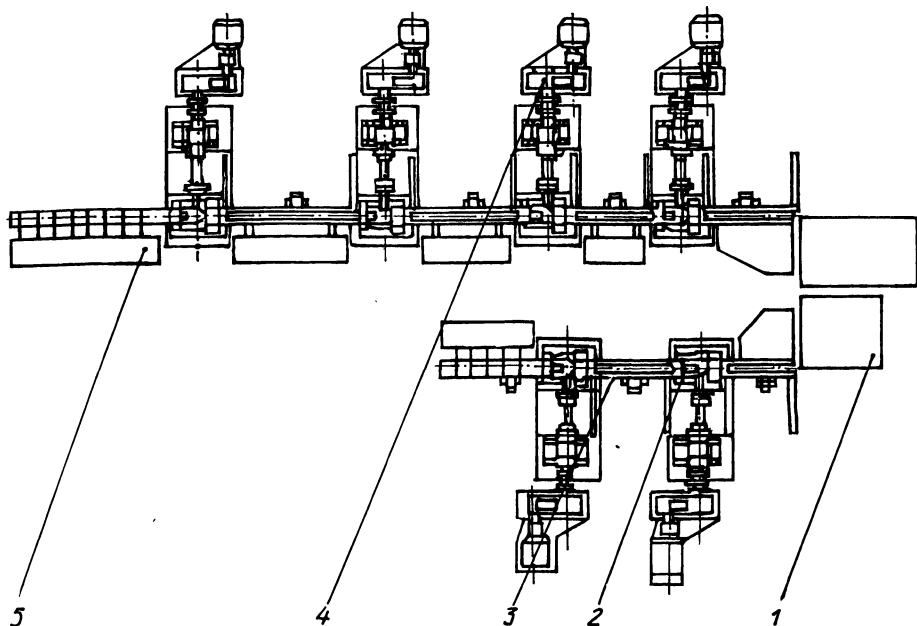


Рис. 1. Шестиклетевой сортовой стан МК-380 × 6:

1 — печь для нагрева заготовок; 2 — клеть стана; 3 — транспортный ролик; 4 — привод клетки; 5 — холодильник стана

валковых узлов позволяет увеличить подводимый крутящий момент. Рабочей частью валкового узла является бандаж диаметром 380 мм, изготовленный из чугуна или инструментальной стали.

На рис. 1 показан шестиклетевой сортовой стан с четырехвалковыми калибрами типа МК-380 × 6\*, который находится в настоящее время в стадии освоения.

Прокатка прутков и проволочных заготовок диаметром менее 15 мм из порошковых спеченных штабиков выполняется на многоклетевых прутковых станах. Средняя вытяжка за проход составляет 1,2 ... 1,3. Прокаткой получают квадратные, шестигранные, восьмигранные проволочные заготовки и круглые прутки диаметром 7...14 мм. Проволочные заготовки для получения проволоки подвергаются затем последующей непрерывной прокатке или ротационной ковке. Отличительной особенностью клетей прутковых станом [2] является привод всех четырех валков диаметром 200...230 мм, образующих калибр. Каждая клеть стана имеет индивидуальный привод.

Для прокатки прутков и катанки диаметром от 3 до 5 мм из катаных проволочных заготовок предназначены непрерывные станы с четырехвалковыми калибрами. Промышленный непрерывный стан состоит из двух блоков по че-

\* На конструкцию стана получены патенты США 4198841, ФРГ 2832049, Швейцарии 632426, Японии 1172618, Австрии 371378 и Франции 2398554.

тыре клетки. Приводными из четырех валков, образующих калибр, являются только два. Клетки в каждом блоке наклонены друг относительно друга и к горизонту на угол  $45^\circ$ , что исключает кантовку полосы и максимально приближает их друг к другу. В настоящее время изготовлен и находится в стадии монтажа промышленный непрерывный проволочный стан [3] с четырехвалковыми калибрами типа МКН-150 x 8\*.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А. с. 7535 03 (СССР). Прокатная клеть с четырехвалковым калибром / В.Н. Выдрий, Л.А. Барков, В.В. Пастухов и др. 2. А. с. 778831 (СССР). Прокатная клеть с четырехвалковым калибром / В.Н. Выдрий, В.В. Пастухов, Л.А. Барков и др. 3. А. с. 778829 (СССР). Непрерывный прокатный стан / В.Н. Выдрий, В.В. Пастухов, Л.А. Барков и др.

УДК 539.374

А.С. МАТУСЕВИЧ, д-р техн. наук, А.Е. АЗАРЕНКО (ФТИ)

#### СРЕДНИЕ КОНТАКТНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Одним из наиболее эффективных методов пластического формоизменения металлических волокнистых композиций является прокатка. Для нахождения оптимальных параметров деформирования необходимо определить силовые условия процесса.

Рассмотрим условие равновесия полосы под действием внешних сил при силовом взаимодействии между композиционной полосой и валками [1]:

$$\operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} \int_0^l \sigma_n dx + \mu K_k l_n - \mu K_k (l - l_n) + \sigma_2 H - \sigma_1 h = 0, \quad (1)$$

где  $\alpha$  — угол захвата;  $\mu$  — коэффициент трения;  $K_k = 0,57\sigma_{т.к}$ ;  $l_n$  — координата нейтрального сечения;  $l$  — горизонтальная проекция длины дуги захвата.

Подставляя в формулу (1)  $l = R \sin \alpha$ ,  $l_n = R \sin \gamma$ ,  $p_c = 1/l \int_0^l \sigma_n dx$ , где  $R$  — радиус валка;  $\gamma$  — нейтральный угол;  $p_c$  — среднее контактное напряжение, после преобразований получим

$$p_c = 1,15\mu[\sigma_{т.в} V_v + \sigma_{т.м} (1 - V_v)] \sqrt{\frac{R(1-\epsilon)}{eh}} \left(1 - 2 \frac{\sin \gamma}{\sin \alpha}\right) + \sigma_1 \frac{1-\epsilon}{\epsilon} - \sigma_2 \frac{1}{\epsilon}. \quad (2)$$

\*На конструкцию непрерывного стана получены патенты Франции 2452331, Японии 1160138, Швейцарии 640755, ФРГ 2905179, Австрии 359955, США 4229961.



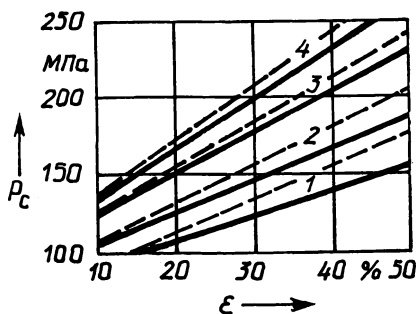


Рис. 1. Зависимость средних контактных напряжений от степени деформации композиции алюминий – сталь X18H10T:

1 – Al; 2 –  $V_B = 15\%$ ; 3 –  $V_B = 30\%$ ;  
4 –  $V_B = 41\%$ ; --- – расчетная

Здесь  $\sigma_{т.в}$  и  $\sigma_{т.м}$  – пределы текучести волокна и матрицы;  $V_B$  – объемное содержание волокон в композиции;  $\epsilon$  – обжатие.

При отсутствии натяжения и малых углах захвата, когда  $a \approx \sin \alpha$  и  $\gamma \approx \sin \gamma$ , выражение (2) примет вид

$$p_c = 1,15\mu \left[ \sigma_{т.в} V_B + \sigma_{т.м} (1 - V_B) \right] \sqrt{\frac{R(1-\epsilon)}{\epsilon h}} \left( 1 - 2 \frac{\gamma}{\alpha} \right). \quad (3)$$

Экспериментальные исследования контактных напряжений проводились на алюминии, упрочненном проволокой из стали X18H10T. Образцы для испытаний вырезались из листов, изготовленных методом прокатки вдоль волокон. Объемное содержание волокон в композициях изменялось в пределах 15...50%. Прокатка осуществлялась в двухвалковом стане с диаметром валков 210 мм.

Зависимость средних контактных напряжений от степени деформации композиции алюминий – X18H10T при прокатке поперек волокон приведена на рис. 1. Там же представлены расчетные зависимости средних контактных напряжений, полученные по формуле (3). При расчетах принято, что пределы текучести алюминия и стали X18H10T соответственно равны 110 и 220 МПа. Совпадение теоретических и экспериментальных данных повышается с увеличением объемного содержания волокон в композиции.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Энергосиловые параметры прокатки цветных металлов и сплавов / И.Я. Тарковский, М.Я. Бровман, В.Н. Серебренников и др. – М., 1975.

## СОДЕРЖАНИЕ

### Металловедение и термическая обработка металлов

Протасевич Г.Ф., Баерман Т.М. Сравнительный анализ сред для диффузионного хромирования в порошках . . . . .	3
Пучков Э.П., Поляков Б.З., Краснер М.С. Влияние псевдоожижающей атмосферы на диффузионное насыщение в техническом карбиде бора . . . . .	5
Панич Г.Г., Лыгденов Б.Д. Оптимальный активатор для диффузионного титанирования . . . . .	7
Овсянникова З.С. Химико-термическая обработка алюминиевых сплавов . . . . .	10
Пархутик П.А., Хина Б.Б. Термодинамическая оценка формирования метастабильных фаз в быстрозакаленных сплавах алюминий-железо. . . . .	12
<b>Горев К.В.</b> , Гуринович В.И., Лисицын В.Ф. Частичные политермические разрезы диаграммы состояния Fe-C-Al-Mn . . . . .	15
Тофпенец Р.Л., Малашенко Л.М., Башун Т.В. Термоциклическое старение алюминиевых сплавов с использованием электроконтактного нагрева . . . . .	17
Шиманский И.И. Термическая обработка быстрорежущей стали A11P3M3Ф2. . . . .	21
Гурин С.С. Термические напряжения в биметаллических отливках кольцевого сечения . . . . .	23
Комаров О.С., Урбанович Н.И., Ивашин В.В., Боярчук Н.М. Ударная вязкость высокохромистых чугунов. . . . .	26
Стасюлевич В.А., Атажапов Г.Л., Таширев Л.С. Влияние карбидной фазы на эксплуатационную стойкость прошивного инструмента . . . . .	28
Чичко А.Н., Соболев В.Ф., Боровик Ф.Н. О корреляционной связи износа металлов с характеристиками их электронного строения . . . . .	30
Ковалевский В.Н., Сенченко Г.М. Взрывное деформационное упрочнение сталей 30ХГСА и сталей 40Х . . . . .	31
Соболев В.Ф., Чичко А.Н. Классификационная модель химической микронеоднородности двойных сплавов . . . . .	34
Долгий Л.П., Довнар Г.В., Гопиенко В.Г. Применение быстроохлажденных лигатур для получения гетерогенных алюминиевых сплавов. . . . .	37
Галушко А.М., Беседин В.М., Стриженков М.И., Тодрик И.И. Влияние чистоты шихтовых материалов на свойства медистых силуминов. . . . .	38
Горетцкий Г.П. Исследование сплавов системы Fe-Mn-Al-C . . . . .	41
Туров Ю.В., Гребнев Н.П., Козловский И.Л., Терехов А.Л. Поверхностное легирование марганцем порошковых железографитовых материалов . . . . .	43

### Литейное производство

Кукуй Д.М., Иодо А.Е., Одиночко В.Ф., Болматенкова И.И. Использование физико-химических воздействий с целью изменения структуры и свойств силикатных связующих материалов . . . . .	47
Невар Н.Ф., Одиночко В.Ф., Савицкий С.А. Комплекс для гидравлической регенерации формовочного песка Гомельского завода "Центролит" . . . . .	49

Ковалев П.П., Дмитриевич А.М. Распределение противопригарных добавок в песчано-глинистых формовочных смесях . . . . .	50
Дудецкая Л.Р., Покровский А.И. Выбор химического состава и способ литья чугунных заготовок для горячего выдавливания. . . . .	52
Гурин С.С., Клешенок Г.И., Стручков В.О. Схема формирования легированного слоя с шаровидным графитом при поверхностном модифицировании . . . . .	56
Королев С.П., Михайловский В.М., Королев В.М., Масюк К.Ф. Процессы получения чугуна с вермикулярным графитом методом внутрiformенного модифицирования . . . . .	58
Андреев Г.Ф., Худокормов Д.Н., Шейнерт В.А., Никифоров А.А. Исследование особенностей позднего модифицирования чугунов и разработка способов подготовок модификаторов . . . . .	60
Розум А.В., Хорошко И.В., Сарока А.И. Использование пенокерамических фильтров для тонкой очистки ВЧШГ. . . . .	63
Шейнерт В.А., Лекаx С.Н., Суходольский И.А. Метод оценки растворимости модифицирующих присадок в жидком чугуне . . . . .	64
Гринберг В.А., Земсков И.В., Тульев В.Д., Мельников А.П., Глейзер Б.Р. Технологические параметры процесса вертикального полунепрерывного литья заготовок из оловянных бронз . . . . .	66
Тутов В.И., Земсков И.В., Филанович И.К., Парфенов Л.И., Волков В.Н. Получение заготовок из бронзы БрС30 на установке полунепрерывного литья . . . . .	68
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Алешко В.А., Бурачевская Т.В. Технологические свойства алюминиевых сплавов при литье под давлением . . . . .	69
Дмитрович А.М., Рассудов В.Л., Широцин И.В. Твердость цилиндрических гильз дизельных двигателей после закалки ТВЧ. . . . .	71
Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Новиков А.И., Ярмольчик Ю.П. Номаграмма для определения оптимальных параметров процесса изготовления крупногабаритных отливок . . . . .	75
Соколов Ю.В., Прокопов В.И. Расчет температуры частиц в потоке при напылении . . . . .	76
Тутов В.И., Демченко Е.Б., Столярова Г.И., Крутилин А.Н., Гринберг В.А. Аналитический учет влияния конвекции на кинетику затвердевания непрерывно-литой заготовки . . . . .	78
Калиниченко А.С., Лосяк Ю.А., Жвавый Н.П., Антоневич М.А. Влияние технологических параметров на процесс получения лент из магния . . . . .	81
Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Русев Д.Г., Ярмольчик Ю.П. Применение метода конечных элементов в расчетах затвердевания сложных отливок. . . . .	82
Лазаренков А.М., Данилко Б.М., Винерский С.Н. Условия труда при производстве отливок в кокиль . . . . .	87
Белый О.А., Дешниц С.С., Динерштейн С.И., Шаповалов Ю.П., Щемелев И.С. Газовыделения из отверждаемых в вентилируемой оснастке стержней . . . . .	89
Винерский С.Н., Данилко Б.М., Лазаренков А.М. Анализ запыленности воздуха в литейных цехах . . . . .	91
Белый О.А., Худокормов Д.Н., Глуховский В.И., Беседин А.М. Механизм очистки ваграночных газов в низконапорном мокром пылеуловителе. . . . .	92

## Обработка металлов давлением

Степаненко А.В., Кравченко Н.И. Силовые параметры процесса горячей штамповки цилиндрических зубчатых колес в разъемных матрицах . . . . .	96
Добровольский И.Г., Задорожный В.И., Шляховой В.С. Получение заданного профиля поперечного сечения манометрической пружины при ее изготовлении. . . . .	99
Макушок Е.М. Механика твердого деформируемого тела, учитывающая элементы самоорганизации деформационного процесса . . . . .	103
Матусевич А.С., Бондаренко А.Н., Василецкий А.А., Дмитриевич А.Д. Соединение композиционных материалов со сплавами . . . . .	105
Добровольский И.Г. Современная технология изготовления сильфонных заготовок . . . . .	106
Ложечников Е.Б., Толстик А.В., Воронов С.В., Жангирян В.Г., Громов В.Б., Сикавин Г.И., Ясинский Ю.Л. Дискретно-непрерывное выдавливание заготовок из порошка. . . . .	109
Исачевич Л.А., Жилкин С.В. Расчет геометрических параметров эластичной оболочки при квазистатическом прессовании порошков . . . . .	112
Любимов В.И., Филипенко В.И., Варавин В.А. Вытяжка многослойных изделий с подпором мягкого слоя . . . . .	115
Степаненко А.В., Войтов В.Г., Давидович Л.М. Анализ течения металла при различных схемах волочения . . . . .	119
Тимошпольский В.И., Гурвич Э.А., Мандель Н.Л., Севастьянов П.В., Несенчук С.Н., Дымова Л.Г. Анализ термонапряженного состояния цилиндрической заготовки в процессе нагрева перед прокаткой. . . . .	121
Калиновская Т.В., Дмитриевич Д.И. О взаимосвязи параметров поверхностного пластического деформирования роликом . . . . .	124
Андреев Г.В., Харченко В.В., Киселев В.Е., Смиллер В.М. Радиальная калибровка сложнопрофильных изделий упругодеформируемым инструментом . . . . .	126
Кантин В.Г. О реализации режима гидродинамического трения при горячем выдавливании . . . . .	128
Алексеев Ю.Г., Федосенко И.Н., Кошель И.А. Деформирование и изменение свойств материала труб при обжатии энергией взрыва . . . . .	130
Беляев В.И., Барчук И.О., Кравцов В.Б., Горбач И.Н. Сварка металлов в холодном состоянии . . . . .	132
Барков Л.А., Мыртин С.А. Технология и станы для прокатки прутков и катанки из малопластичных материалов . . . . .	134
Матусевич А.С., Азаренко А.Е. Средние контактные напряжения при прокатке композиционных материалов . . . . .	137

Научное издание

**МЕТАЛЛУРГИЯ**

Выпуск 24

Заведующий редакцией *А. Ф. Зиновьев*

Редактор *Э. Н. Капрова*

Младшие редакторы *А. П. Берлина, Т. И. Крючкова*

Художественный редактор *Ю. С. Сергачев*

Технический редактор *Л. И. Счисленок*

Корректор *И. И. Ганелес*

Оператор *А. И. Маль*

ИБ № 2934

Подписано в печать с оригинала-макета 13.03.90 г. АТ 03540. Формат 60х90/16. Бумага кн.-журн. Офсет. печать. Гарнитура Пресс Роман. Усл.печ. л. 9. Усл. кр.-отт. 9,375. Уч.-изд. л. 10,32. Тираж 755 экз. Зак. 5405.

Цена 2 р. 10 к.

Издательство "Вышэйшая школа" Государственного комитета БССР по печати. 220048. Минск, проспект Машерова, 11.

Типография "Победа". 222310. Молодечно, ул. Тавлая, 11.