

Министерство высшего и среднего специального образования БССР  
Белорусский ордена Трудового Красного Знамени  
политехнический институт

# МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК

В ы п у с к 17

Минск, Высшэйшая школа, 1983

УДК 669

М54

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

Редакционный совет:

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

Публикуются материалы, связанные с развитием науки и производства в области обработки металлов давлением, литейного производства, материаловедения и металловедения. Значительная часть публикаций написана с учетом новейших достижений науки и техники. В сборнике помещены сообщения о научно-технических конференциях, прошедших в республике.

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

М  $\frac{2601000000-006}{М304(05)-83}$  161-83

© Издательство "Высшая школа", 1983

УДК 621.74

А.А.Василенко, инженер,  
Е.В.Кравченко, канд. техн. наук,  
А.А.Никифоров, инженер (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА НЕОХЛАЖДАЕМОГО МАССИВНОГО КОКИЛЯ

До настоящего времени массовое производство отливок из чугуна затруднено по ряду причин, главной из которых является точное воспроизведение оптимального теплового режима металлической литейной формы (кокиля).

Массивный кокиль нагревается по сечению формы неравномерно. Прогрев его допустимо рассматривать независимо от охлаждения отливки, пользуясь понятием средней калориметрической температуры [1].

Анализируя процесс прогрева кокиля, можно выделить два характерных этапа. В течение первого этапа происходит повышение температуры поверхностных слоев кокиля (толщина прогретого слоя  $X_2$  возрастает). Второй этап наступает при полном прогреве кокиля. При этом температура кокиля изменяется по всему его объему одновременно.

Температурное поле формы в первом этапе определяется с помощью выражения [1]:

$$\frac{T_{к0} - T'_2}{T_{к0} - T_{2нач}} = 1 - \frac{1}{1 + \frac{n_2 X_2}{X Bi_2}} \left(1 - \frac{x}{X}\right)^{n_2}; \quad (1)$$

$$Bi_2 = \frac{\alpha_2 X_2}{2}$$

где  $T'_2$  - искомая температура формы в сечении  $x$ , К;  $n_2$  - показатель параболы для формы;  $\alpha_2$  - условный коэффициент теплоотдачи на внутренней поверхности кокиля, Вт/(м<sup>2</sup>·К).

Температурное поле кокиля во втором этапе находится по формуле

$$\frac{T_{к0} - T'_2}{T_{к0} - T_{2нач}} = \left[ 1 - \frac{1}{1 + \frac{n_2}{Bi_2}} \left(\frac{X_2 - x}{X_2}\right)^{n_2} \right] x$$

$$x e^{-\frac{1}{n_2^2 + 1} + \frac{1}{Bi_2}} (Fo_{O_2} - Fo'_{O_2}) \quad (2)$$

где  $Fo_{O_2} = \frac{a_2 t}{X_2^2}$  - критерий Фурье для кокиля в момент времени  $t$ ;  $Fo'_{O_2} = \frac{a_2 t'}{X_2^2}$  - критерий Фурье для кокиля в момент времени  $t'$  (конец I этапа прогрева формы).

Выведенные формулы получены в работе [1] без учета теплообмена с окружающей средой. Обычно в случае массивного

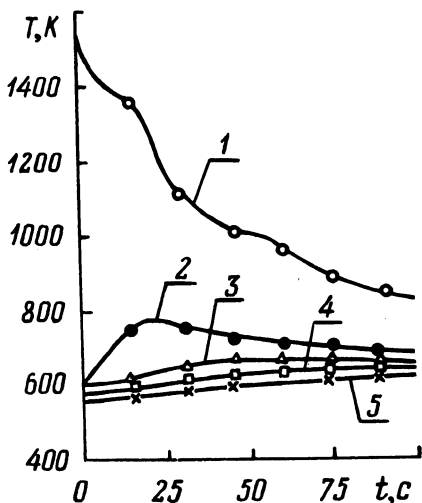


Рис. 1. Охлаждение чугунной отливки в массивном кокиле:

1 - температура центра отливки; 2 - внутренняя (рабочая) поверхность кокиля; 3, 4 - на расстоянии 9 и 20 мм от рабочей поверхности; 5 - наружная поверхность кокиля (толщина формы  $X_2 = 49,4$  мм)

температура кокиля составляла 580–610 К, температура заливки 1570–1580 К. Внутренняя поверхность кокиля покрыта теплоизоляционной краской толщиной 0,5 мм (рис. 1). Анализ опытов показывает, что в условиях массивного кокиля толщиной  $X_2 = 90$  мм кокиль не успевает прогреваться на всю глубину. В условиях, когда  $X_2 = 49,4$  мм, температура внешней поверхности (кривая 5) начинает подниматься через 30 с.

Экспериментальные измерения температур верхней и нижней полуформ заводского кокиля показывают, что после прогрева формы температура в кокиле меняется на глубине 40–50 мм, а

неохлаждаемого кокиля последнее обстоятельство существенного значения не имеет, так как коэффициент теплоотдачи  $\alpha_2$  при охлаждении на воздухе в условиях свободной конвекции изменяется в пределах 20–30 Вт/(м<sup>2</sup>·К).

С целью анализа теплового режима и последующего управления процессом литья были проведены измерения температурных полей отливки и формы на плоском кокиле и на заводском кокиле для получения отливки типа "кастрюля" (деталь К.КЧЭ-02.000).

В случае плоского кокиля рассматривалось затвердевание тонкостенной отливки толщиной  $2X_1 = 6$  мм в симметричном чугуном кокиле толщиной  $X_2 =$

$= 90, 49,4$  и 30 мм. Начальная

в остальном теле ( $X_2 = 150$  мм) практически постоянна. Следует иметь в виду, чем толще стенка кокиля, тем медленнее она охлаждается. Для интенсификации процесса литья предлагается использовать тонкостенные чугунные кокили с принудительным охлаждением внешней поверхности [2]. Для уменьшения тепловых потоков от отливки к форме и предупреждения отбела рабочая поверхность кокиля должна иметь достаточно высокое термическое сопротивление. Это достигается путем нанесения постоянных защитных покрытий. Эксперименты, проведенные в условиях завода, показали, что кокили с алитированной рабочей поверхностью позволяют при использовании модифицирования получать тонкостенные чугунные отливки без отбела.

### Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. - М.: Машгиз, 1960. - 252 с. 2. Кравченко Е.В., Гурвич Э.А. К выбору оптимального теплового режима металлической формы при циклическом режиме литья. - В сб.: Металлургия. Минск: Вышэйшая школа, 1980, вып. 14, с. 61-62.

УДК 530.1:621.74

А.А.Вейник, инженер (БГУ),  
А.И.Вейник, чл.-корр. АН БССР

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА ДЛЯ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

В работах [1, 2] показана возможность изменять - путем соответствующего подбора материалов - теплопроводность и теплоемкость температурного датчика с целью приближения его свойств к свойствам исследуемой литейной формы. Здесь приводятся экспериментальные данные, характеризующие специфические особенности датчика и облегчающие подбор нужных материалов.

Установлено, что термоэлектрические свойства датчика сильно зависят от состояния контактирующих поверхностей. В частности, на величину ЭДС заметно влияют адсорбированные газы и жидкости, чистота поверхностей и т. д. Например, протирка образцов спиртом может уменьшить ЭДС в два и более раз. Адсорбированные вещества хорошо удаляются с помощью вакуума. Поэтому датчик, помещенный под вакуумный колпак, дает значительно более высокую ЭДС, чем датчик, находящийся на открытом воздухе.

Из сказанного следует, что для повышения ЭДС и стабильности показаний спай датчика целесообразно организовывать методом напыления нужных материалов в вакууме. Например, если требуется соединить медную и алюминиевую пластинки, то вначале желательно на контактную поверхность меди напылить тонкий слой алюминия, а затем на поверхность алюминия напылить медь. В результате вакуумного напыления возникает хорошая адгезия [1]. После напыления простое соприкосновение пластин дает надежный контакт, ибо теперь уже соединяются между собой одинаковые по составу поверхности: алюминиевая с алюминиевой, а медная с медной. При этом адсорбция практически перестает влиять на ЭДС по причинам, о которых говорится в данной статье.

Опытные данные приведены в табл. 1. Во всех случаях в качестве эталонных материалов использованы медь и алюминий. В

Таблица 1. ЭДС одиночных материалов и датчиков

Символ	Материал	Датчик, мкВ			Примечание
		В вакууме	На воздухе	На воздухе*	
Si	-1773	+0,01	+0,05	-0,20	Пластина КЭФ20; $\varnothing 76 \times 0,5$ мм; $\sim 0$ Вт
Si	-1492	+0,01	+0,01	-0,06	
Si	-1292	-0,25	+0,08	-0,09	КЭФ2; $\varnothing 35 \times 0,3$ мм; схема Cu-V-Si-Al-Cu; 0,01 Вт
Si	-783	-0,03	$\sim 0$	-0,01	
Ge	-669	+0,06	$\sim 0$	-0,12	КЭФ0,1; $\varnothing 60 \times 0,4$ мм; 0,001 Вт
Si	-546	-0,01	+0,01	-0,08	
Bi	-70,7	-4,6	-0,67	-0,11	$\varnothing 30 \times 0,7$ мм Cu и Al не напылены; 0,034 Вт
Bi	-70,7	-	-	-0,07	
Co	-29,4	-0,23	-0,06	-0,03	КЭФ0,005; $53 \times 0,7 \times 7$ мм; 0,019 Вт
Co + Sm	-20,3	+0,02	+0,01	-	
Ni	-19,7	-0,07	$\sim 0$	+0,06	Литой; 0,035 Вт
Ta	-0,91	+0,02	$\sim 0$	-	
Al	-0,6	$\sim 0$	$\sim 0$	$\sim 0$	Литая фольга; $\varnothing 14 \times 0,2$ мм; $i_{\text{пс}} = 7^{***}$ ; 0,014 Вт
Mg	-0,32	+0,04	$\sim 0$	-	
Y	$\sim 0$	+0,02	$\sim 0$	-	Спеченный порошок КС37; 37 % Sm
C	+0,05	+0,03	$\sim 0$	-	
Sn	+0,09	+0,02	+0,01	-	0,013 Вт
Pb	+0,19	+0,04	+0,02	-	
Nb	+0,83	+0,04	$\sim 0$	-	0,010 Вт
La	+1,53	$\sim 0$	$\sim 0$	-	
Cu	+2,34	$\sim 0$	$\sim 0$	$\sim 0$	0,009 Вт
V	+2,5	-0,10	$\sim 0$	-0,06	
W	+3,03	+0,05	+0,01	-	0,019 Вт
In	+3,1	+0,03	$\sim 0$	-	
Zn	+3,37	+0,01	$\sim 0$	-	0,009 Вт
Cd	+4,94	+0,06	$\sim 0$	-	
Mo	+7,74	+0,46	+0,06	+0,05	0,009 Вт
Ce	+10,9	-0,01	$\sim 0$	-	
Fe	+11,9	+0,16	+0,08	+0,08	0,019 Вт

Материал		Датчик, мкВ			Примечание
Символ	Термо-ЭДС, мкВ/К	В вакууме	На воздухе	На воздухе	
Fe	-	+0,01	+0,01	+0,05	Порошок; 0,007 Вт
Fe+Bi	-	+0,30	+0,03	+0,11	Схема: Cu-Fe-Bi-Al-Cu; 0,034 Вт
Fe+Bi	-	+2,66	+1,12	-0,06	Схема: Cu-Fe-Al-Bi-Cu; 0,13 Вт
Ti	+12	+0,25	+0,17	~0	
Ti	-	-	-	+0,06	Все слои толщиной 2-3 мкм напылены;
Ti	-	-	-	+0,12	$i_{\text{ПС}} = 7$ ; 0,013 Вт
Zr	+12,8	+0,01	~0	-	Фольга $\phi 28 \times 0,1$ мм; $i_{\text{ПС}} = 7$ ; 0,047 Вт
Cr	+17,7	+0,26	+0,05	+0,07	0,015 Вт
Cr	-	-	-	-0,14	Все слои напылены; $i_{\text{ПС}} = 7$ ; 0,065 Вт
Sb	+50,9	+0,08	-0,02	-	
Te	+61,7	+2,15	+1,38	-0,79	1,49 Вт
Te	-	-4,23	-0,25	-0,29	Порошок; 0,001 Вт
Se	+1000	-1,31	-1,98	-	
Si	+1676	-0,8	+0,8	~0	КДБ10; $\phi 76 \times 0,4$ мм; Cu и Al не напылены; ~0 Вт
Si	-	+0,01	+0,01	+0,06	Слой КЭФ0,2 толщиной 9 мкм выращен; схема: Cu-КДБ10-КЭФ0,2-Al-Cu; 0,008 Вт
Si	-	+0,03	+0,01	~0	Схема: Cu-КЭФ0,2-КДБ10-Al-Cu
Si	-	-	-	-23100	Диод плоскостной 2Д201Г; 0,007 Вт
Si	-	-	-	-381000	2Д201Г; $i_{\text{ПС}} = 21$ ; 0,044 Вт
Si	-	-	-	-1310	2Д201Г; $i_{\text{ПР}} = 21$ ; 0,002 Вт
Si	-	-	-	-360000	Диод точечный Д106; 0,039 Вт
Si	-	-	-	-496000	Д106; $i_{\text{ПС}} = 21$ ; 0,014 Вт
Si	-	-	-	-12900	Д106; $i_{\text{ПР}} = 21$ ; 0,002 Вт
Ge	-	-1,63	-2,4	-0,35	Диод плоскостной Д302; 0,015 Вт
Ge	-	-	-	-500	Д302; $i_{\text{ПС}} = 224$ ; 0,93 Вт
Ge	-	-	-	-0,6	Д302; $i_{\text{ПС}} = 224$ ; 1,1 Вт
Ge	-	-875	-556	-43,5	Диод точечный Д2Ж; 0,075 Вт
Ge	-	-	-	-10000	Д2Ж; $i_{\text{ПС}} = 7$ ; 82000 Вт***
Ge	-	-	-	-25500	Д2Ж; $i_{\text{ПС}} = 14$ ; 75000 Вт
Ge	-	-	-	-36300	Д2Ж; $i_{\text{ПС}} = 21$ ; 652 Вт
Ge	-	-	-	-13,2	Д2Ж; $i_{\text{ПС}} = 7$ ; 1,79 Вт
Ge	-	-	-	-5,2	Д2Ж; $i_{\text{ПР}} = 14$ ; 2,13 Вт
Ge	-	-	-	-5,2	Д2Ж; $i_{\text{ПР}} = 21$ ; 1,96 Вт
Ge	-	-	+70000	-	Д2Ж; освещен трехсотваттной лампочкой
GaAs	-	+0,57	-0,76	+0,33	Диод туннельный АИ201А; 0,326 Вт
GaAs	-	-	-	+0,10	АИ201А; $i_{\text{ПС}} = 7$ ; 0,022 Вт
GaAs	-	-	-	+0,11	АИ201А; $i_{\text{ПР}} = 7$ ; 0,032 Вт
Se	-	+0,04	+0,01	-0,05	Диод плоскостной; 0,007 Вт

\* Измерено магнитоэлектрическим зеркальным гальванометром М17/11, при этом выдаваемая датчиком в окружающую среду электрическая мощность умножена на  $10^{15}$  и указана в примечании; \*\* $i$  - число датчиков в цепи, соединенных последовательно (индекс "ПС") или параллельно (индекс "ПР"), выдаваемая цепью мощность не пропорциональна  $i$ ; \*\*\* при измерениях важно помнить, что ЭДС полупроводниковых диодов, особенно точечных германиевых, претерпевает периодические суточные, годовые и иные изменения на порядок и более под действием космических излучений, а также биополя людей, животных и т.д., проникающего сквозь стенки немагнитной и заземленной медной и стальной бомб, и следовательно, ничего общего не имеющего с электромагнитным полем.

основном датчик содержит три материала, из которых один (X) испытуемый. Материалы соединены между собой по схеме: Cu-X-Al-Cu. В данном случае медный проводник разорван, в этот разрыв включен измерительный потенциометр типа Р348 или Р309 чувствительностью  $10^{-8}$  В. Правая медная пластина, контактирующая с алюминием, присоединена к положительной клемме потенциометра, левая, контактирующая с испытуемым материалом, — к отрицательной. На пластинки германия и кремния медь и алюминий напылены. Пластинка селена взята из полупроводникового выпрямительного элемента. В остальных случаях контакт является механическим и обеспечивается с помощью специальных зажимов. Площадь контакта примерно равна  $3 \text{ см}^2$ , она несколько больше для германия и кремния, что оговорено в примечаниях табл. 1. Испытания проводились в изотермических условиях в медной калориметрической бомбе диаметром 130, высотой 200 и толщиной стенок 20 мм. Бомба помещена под вакуумный колпак, температура комнатная, давление атмосферное и пониженное до значений  $(2-5) \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. В табл. 1 для сравнения приведены данные для одиночных материалов.

Из таблицы видно, что вакуум существенно влияет на ЭДС датчика. Величина ЭДС датчика примерно на два порядка ниже, чем ЭДС одиночных материалов. В этом и заключается основной недостаток датчика. Однако имеющиеся у него преимущества носят принципиальный характер и значительно перекрывают указанный недостаток [1, 2]. Данные, приведенные в табл. 1, могут быть использованы на практике при выборе датчика, обладающего необходимыми теплопроводностью и теплоемкостью. Полученные в опыте закономерности хорошо интерпретируются с помощью термодинамической теории, изложенной в работе [2]. Например, независимость показаний датчика от адсорбции на поверхностях напыленного слоя и соприкасающегося с ним одноименного материала объясняется следующим образом.

Согласно [2], ЭДС датчика определяется в виде суммы скачков потенциала на поверхностях контакта разнородных материалов 1, 2 и 3 (рис. 1, а). При этом в процессе участвуют тончайшие поверхностные слои  $x$ , равные нескольким диаметрам атомов или молекул. Адсорбированные вещества располагаются на этих поверхностях и сильно изменяют их термодинамические свойства. Именно поэтому в общем случае адсорбция резко влияет на ЭДС. Однако если на поверхность данного вещества напылить слой другого, с которым должно соприкасаться данное, то получится схема, изображенная на рис. 1, б. В этих условиях



суммарная ЭДС

$$V = f_{12} - f_{21} + f_{21} - f_{12} + f_{13} - f_{31} + f_{34} - f_{43} + \\ + f_{41} - f_{14} = f_{13} - f_{31} + f_{34} - f_{43} + f_{41} - f_{14},$$

где, как и в работе [2], потенциал  $V$  является функцией  $f$  от температуры  $T$ , причем первый индекс соответствует номеру данной пластины, а второй — номеру пластины, с которой соприкасается данная. В рассматриваемом примере роль адсорбированного слоя играет материал 2, который расположен симметрично по отношению к двум одинаковым материалам 1, поэтому из рассмотрения он выпадает и на ЭДС влияния оказать не может. Такая же картина получается при разрыве медного проводника и включении в него прибора, который тоже играет роль материала 2. Аналогичная ситуация имеет место и при большем числе симметрично расположенных проводников. Например, в схеме на рис. 1, в из рассмотрения выпадают материалы 2 и 3. Вместе с тем в цепи из тех же проводников, но соединенных несимметрично (рис. 1, г), не выпадает ни один из материалов.

Сравнительно малая ЭДС цепи обусловлена следующими причинами. У всех идеальных тел функция  $f$  имеет одинаковые значения. Например, в уравнении состояния Друде — Лоренца одинаковыми оказываются коэффициенты пропорциональности, связывающие давление электронного газа в металле, а следовательно, и потенциал  $V$ , с температурой  $T$ . У реальных тел функции  $f$  заметно отличаются друг от друга. На рис. 1, д они изображены сплошными линиями. Это различие приводит к появлению разностей потенциалов (ЭДС) между разнородными одиночными материалами. На рис. 1, д значения для трех таких материалов обозначены буквенными индексами А, В и С, а разности — двойными индексами АВ, ВС и СА. Следовательно, ЭДС одиночных материалов представляют собой величины первого порядка малости по сравнению со значениями самих потенциалов  $V$ .

Наличие взаимного влияния веществ в зоне контакта несколько изменяет функции  $f$ . На рис. 1, д они изображены штриховыми линиями и обозначены двойными цифровыми индексами. Разница между сплошными и штриховыми линиями отражает взаимодействие веществ, она характеризует разности между разностями потенциалов. Следовательно, ЭДС элемента представляют собой величины второго порядка малости по сравнению с функциями  $f$ . Например, для тройной цепи ЭДС (рис. 1, а)

$$V = f_{12} - f_{21} + f_{23} - f_{32} + f_{31} - f_{13}.$$

Это равносильно следующей разности отрезков:

$$V = [(f_{12} - f_{13}) + (f_{31} - f_{32})] - (f_{21} - f_{23}).$$

Соответствующие отрезки на рис. 1, д отмечены тройными вертикальными прямыми, что очень наглядно иллюстрирует высказанную мысль. Если учесть взаимное влияние основного материала с его поверхностным слоем  $x$ , то можно найти еще одну поправку – уже третьего порядка малости, и т. д.

В заключение отметим, что в элементе в спаях происходит поглощение и выделение теплоты Пельтье, а в проводниках – поглощение и выделение теплоты Томсона и выделение теплоты Джоуля. Фактическая теплота Пельтье соответствует разностям, обозначенным цифровыми индексами (рис. 1, д), и равна произ-

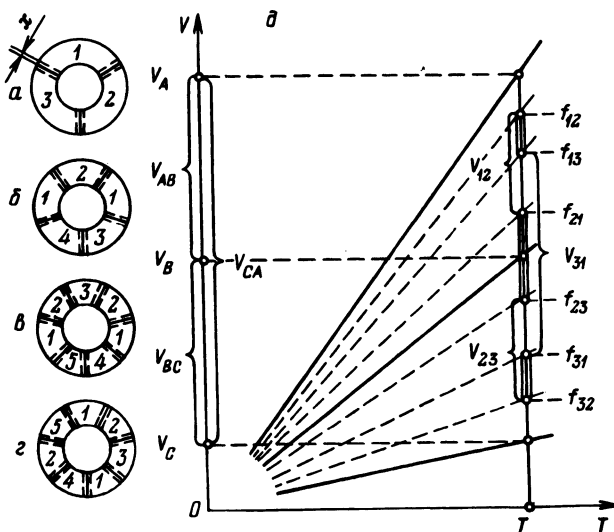


Рис. 1. Схема, поясняющая физический механизм возникновения ЭДС в изотермических условиях.

ведению этих разностей на силу тока. Алгебраическая сумма теплот Пельтье и Томсона равна и противоположна по знаку суммарной джоулевой теплоте. Этим балансом обеспечивается равновесие системы и окружающей среды в условиях циркуляции заряда.

### Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.А., Вейник А.И. Измерение температуры литейной формы с помощью полупроводникового термоэлектрического элемента. – В сб.: Металлургия. Минск: Высшая школа, вып. 16, 1981, с. 113–115.
2. Вейник А.А., Вейник А.И. О некоторых свойствах термоизмерительного элемента для литейной формы. – В сб.: Металлургия. Минск: Высшая школа, вып. 16, 1981, с. 117–119.

Э.А.Гурвич, канд. техн. наук,  
Р.И.Есьман, канд.техн.наук (БПИ)

## ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ НА СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ

Многokратный нагрев металлической литейной формы и значительные перепады температуры, возникающие по ее сечению, создают тяжелые условия на рабочей поверхности формы в период ее эксплуатации.

В связи с этим представляет интерес изучение влияния различных теплофизических параметров на термонапряженное состояние рабочей поверхности металлической формы (кокиль и пресс-форма литья под давлением), являющееся важнейшим фактором ее стойкости. В данной работе представлены результаты численного эксперимента на ЭВМ. Исследовано влияние условий охлаждения формы, термической проводимости краски на максимальные напряжения рабочей поверхности формы.

При расчете температурных напряжений плоская металлическая форма рассматривалась как балка с незакрепленными краями. В начальный момент времени считалось, что форма прогрета равномерно и температурные напряжения в ней отсутствуют. В процессе охлаждения отливки в плоскости нормального сечения (по отношению к стенкам формы) возникает поперечный градиент температуры. Если считать, что вдоль других направлений (по ширине и высоте формы) поле температур не меняется, то в точках, достаточно удаленных от краев, возникают термические напряжения, имеющие проекции на эти направления, которые вычисляются по формулам [1]:

$$\sigma_x = \sigma_z = -\frac{\beta E}{1-\nu} [T(y) - T_0] + \frac{1}{2c(1-\nu)} \cdot \int_{-c}^c \beta E [T(y) - T_0] dy + \frac{3y}{2c^3(1-\nu)} \int_{-c}^c \beta E [T(y) - T_0] y dy, \quad (1)$$

где  $\sigma_x$ ,  $\sigma_z$  - напряжения вдоль формы и по ее высоте;  $\beta$  - коэффициент термического расширения материала формы;  $E$  - модуль упругости;  $\nu$  - коэффициент Пуассона;  $T(y)$  - поле температур по нормальному сечению;  $T_0$  - начальная температура формы;  $2c$  - толщина формы.

В данном уравнении каждый из членов соответствует напряжениям: первый - сжатия по слоям материала формы; второй - растяжения за счет неравномерности поля температур; третий -

изгиба в поперечном сечении за счет несимметричности поля температур.

В действительности поле температур в форме меняется во всех направлениях и для  $\sigma_{x_1} = \sigma_{z_1}$  следует пользоваться другой формулой [2]:

$$\sigma_{x_1} = \sigma_x + \frac{\partial^2}{\partial x^2} (F_{x_2});$$

$$\sigma_{z_1} = \sigma_z + \frac{\partial^2}{\partial z^2} (F_{z_2}),$$

где

$$\frac{F_{x_2}}{\beta E} = \frac{F_{z_2}}{\beta E} = y \int_{-c}^c [T(y) - T_0] y dy - \frac{c}{12} \left[ 1 + \frac{6y}{c} + \frac{6y^2}{c^2} \right] x$$

$$x \int_{-c}^c [T(y) - T_0] dy + \frac{1}{20} \left[ 10 + \frac{21y}{c} - 10 \left( \frac{y}{c} \right)^3 \right] \int_{-c}^c [T(y) - T_0] y dy - \frac{1}{4c^3} \int_{-c}^c [T(y) - T_0] y^2 dy - \frac{y}{4c^3} \int_{-c}^c [T(y) - T_0] y^3 dy.$$

Однако при медленном изменении температуры вдоль осей  $x$  и  $z$ , когда длина и высота формы значительно превышают толщину, вторым членом уравнения можно пренебречь. В этом случае расчет по формуле (1) хорошо согласуется с данными тензометрических измерений.

Результаты численного эксперимента, полученные при решении сопряженной задачи одномерного температурного поля системы "отливка—газовый зазор—краска—форма", представлены на рис. 1, 2.

На рис. 1 (кривая 1) показано влияние условий охлаждения на максимальные напряжения сжатия, возникающие на рабочих поверхностях металлических форм. Из графика на рис. 1 видно, что с увеличением интенсивности охлаждения на внешней поверхности формы напряжения на рабочей поверхности растут. Момент возникновения максимальных напряжений соответствует появлению максимальных перепадов по стенке формы.

Несмотря на рост температурных напряжений, рабочая поверхность формы прогревается меньше с увеличением интенсивности охлаждения (рис. 1, кривая 2). Это способствует повышению стойкости металлической формы, так как величины максимальных температур рабочих поверхностей в условиях прину-

длительного охлаждения формы значительно меньше предельных, при которых появляются пластические деформации материала формы. При естественных условиях охлаждения максимальные температуры могут превысить предельно допустимые.

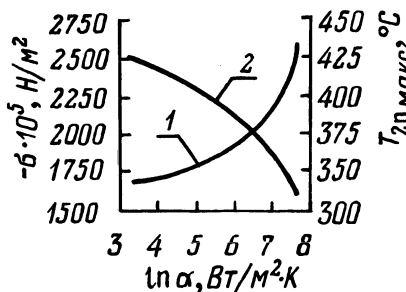


Рис. 1. Влияние условий охлаждения на термонапряженное состояние и максимальные температуры рабочей поверхности металлической формы: 1 -  $\sigma$ ; 2 -  $T_{2п \text{ макс}}$

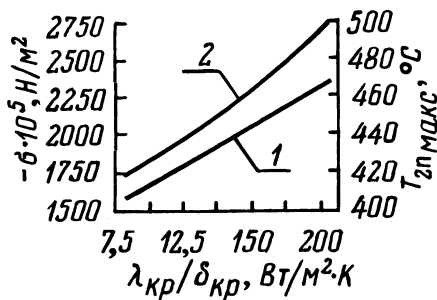


Рис. 2. Зависимость термических напряжений и максимальных температур рабочих поверхностей металлической формы от термической проводимости краски: 1 -  $T_{2п \text{ макс}}$ ; 2 -  $\sigma$ .

Значительное влияние на стойкость формы оказывает термическое сопротивление краски, наносимой на рабочую поверхность (рис. 2, кривая 1). Уменьшение проводимости способствует снижению уровня максимальных температур на рабочей поверхности формы и, при прочих равных условиях, уменьшению напряжений (рис. 2, кривая 2).

Таким образом, правильный выбор теплоизоляционного покрытия рабочей поверхности и интенсивности охлаждения внешней поверхности позволяет создать оптимальные условия для стойкости металлических литейных форм.

### Л и т е р а т у р а

1. Гейтвуд Б.Е. Температурные напряжения / Пер. с англ. - М.: Мир, 1959. - 187 с. 2. Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Шуб Л.И. Расчеты процессов литья. - Минск: Вышэйшая школа, 1977. - 265 с.

С.С.Гурин, канд. техн. наук,  
А.М.Дмитрович, канд.техн.наук,  
В.П.Бугай, инженер (БПИ)

## ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВКАХ С РАЗДЕЛИТЕЛЬНОЙ ПЕРЕГОРОДКОЙ

Важнейшим фактором, определяющим надежное металлическое соединение двух сплавов, является атомная или реактивная диффузия, обеспечивающая связь не по контактной поверхности, а в некотором объеме, определяемом переходной зоной от одного металла к другому, т. е. толщиной диффузионного слоя.

При получении биметаллических отливок из двух расплавов путем их заливки по обе стороны разделительной перегородки последняя должна исключить перемешивание двух разнородных металлов в процессе литья и вместе с тем обеспечить надежную диффузионную связь обеих частей отливки при ее затвердевании.

Сплавами, отвечающими предъявляемым требованиям при производстве отливок из сплавов железа, могут служить доэвтектический низкоуглеродистый чугуны или высокоуглеродистая сталь. При заливке перегородка должна разогреться до температуры 1150–1300°C, тогда скелет аустенита будет играть роль разделительного тела, а образовавшийся в капиллярных каналах между дендритами аустенита высокоуглеродистый расплав в результате интенсивно протекающих в жидкости диффузионных процессов будет способствовать образованию металлической связи между соединяемыми частями отливки.

Вследствие градиентов концентраций элементов между заливаемыми расплавами и подплавившейся перегородкой будут происходить интенсивные процессы массопереноса, определяющие образование в этой зоне различных переходных структур.

Величина зоны с переходной структурой в реальных отливках практически определяется температурой нагрева перегородки и временем пребывания перегородки при температурах выше линии солидус. Чем выше температуры, тем выше диффузионная подвижность атомов и больше время диффундирования. Атомы успевают проникнуть на большую глубину, следовательно, слой с переходной структурой будет больше.

На рис. 1 приведена зависимость толщины переходной зоны, которая определялась по структурным изменениям, от темпера-

туры перегородки. В качестве материала для перегородки использовали синтетический чугун с содержанием 2,2% С. Перегородка вставлялась в форму и заливалась при различных температурах расплавом чугуна следующего состава: С - 3,5%; Si - 1,7%; Mn - 0,5%. Температура перегородки контролировалась зачеканенной хромель-алюмелевой термопарой. По кривым охлаждения определяли время пребывания перегородки при температурах выше линии солидус. С повышением температуры заливаемого расплава температура перегородки повышалась от 1170 до 1280°C, при этом время ее пребывания в твердо-жидком состоянии увеличивалось с 19 до 30 с.

Из графика видно, что зависимость толщины переходной зоны от температуры перегородки имеет явно выраженный экстремальный характер. Уменьшение толщины переходной зоны после некоторой критической температуры  $t_{кр}$  можно объяснить более интенсивными по сравнению с диффузионными процессами растворения поверхностного слоя перегородки в расплаве. При даль-

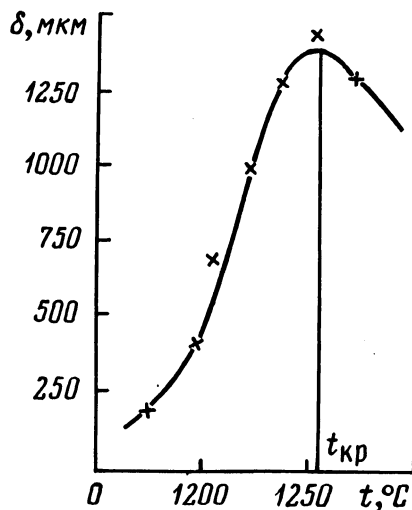


Рис. 1. Изменение толщины переходной зоны биметаллической отливки.

нейшем повышении температуры перегородка расплавляется и теряет роль разделительного тела.

Температура, соответствующая максимальной величине переходной зоны  $t_{кр}$ , будет различной при прочих равных условиях для перегородок из сплавов с различными химическими составами. С увеличением содержания углерода будет уменьшаться количество аустенита и увеличиваться количество эвтектики в структуре сплава. При этом будет снижаться температура начала кристаллизации, т. е. уменьшается интервал твердо-жидкого состояния. Следовательно, с увеличением содержания углерода вследствие увеличения количества жидкой фазы в структуре перегородки при температурах твердо-жидкого состояния будут интенсифицироваться процессы массопереноса, способствующие увеличению толщины переходной зоны. Однако снижение температуры начала затвердевания влечет снижение температуры нагрева перегородки. Диффузия элементов будет происходить при

более низких температурах, т. е. с меньшими скоростями, что приведет к относительно меньшей величине переходной зоны. Кроме того, меньший температурный интервал твердо-жидкого состояния металла перегородки делает ее более чувствительной к перегревам, что требует более тщательного соблюдения технологического процесса производства биметаллических отливок.

Для получения переходной зоны желаемой величины и свойств необходимо подбирать сплав перегородки такого химического состава, чтобы в процессе диффузии обеспечивалась максимальная глубина проникновения элементов и не образовывались хрупкие интерметаллидные соединения и карбиды. Для обеспечения большей надежности и стабильности процесса литья необходимо сплав перегородки выбирать с большим интервалом кристаллизации.

УДК 621.74:669.14

А.М.Дмитрович, канд.техн.наук,  
С.В.Кузнецов, инженер,  
Е.М.Пузикова, студентка (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФИЛЬТРА, УСТАНОВЛЕННОГО В ЛИТНИКОВОЙ СИСТЕМЕ, НА СТРУКТУРУ ПОТОКА ЖИДКОСТИ

Использование фильтров из огнеупорных материалов в литниковых системах позволяет снизить брак и улучшить качество отливок по неметаллическим включениям. В настоящее время существует три гипотезы работы фильтра: фильтр непосредственно сам задерживает включения своей верхней плоскостью; неметаллические включения скапливаются под фильтром между отверстиями; фильтр только способствует улавливанию неметаллических включений литниковой системой.

При исследовании влияния фильтра на структуру потока в районе его установки большое значение имеет определение статического давления в областях, непосредственно прилегающих к плоскостям фильтра, смачиваемых жидким расплавом. В результате характер распределения давления может подтвердить или опровергнуть существующие гипотезы работы фильтра в литниковой системе.

Исследования по определению статического давления в районе установки фильтра проводились методом гидромоделирования.



В прозрачной модели литниковой системы были установлены отборники статического давления, представляющие собой калиброванные, никелированные трубки диаметром 1 мм. Места установки отборников указаны на рис. 1. Отборники 5 и 7 устанавливались на верхней плоскости фильтра, а 6 и 8 – на нижней плоскости фильтра. В процессе исследования использовалась модель фильтра с цилиндрическими каналами  $\phi 6$  мм и суммарным проходным сечением  $\Sigma F_{\phi} =$

$= 10,98 \text{ см}^2$ . Напор жидкости в литниковой системе менялся от 150 до 700 мм за счет использования стояков различной высоты. Применялись цилиндрические стояки  $\phi 55$  мм. Измерение величин статического давления осуществлялось при помощи водяных пьезометров, соединенных с отборниками статического давления.

Графическая зависимость статического давления от величины напора показана на рис. 2. Кривая I построена по показаниям отборников 1, 2, 4, 6, 8 (рис.1). Кривая II построена по показаниям отборника 2, а кривая III – 5, 7. Как видно из рис. 2, давления в крайнем и среднем от-

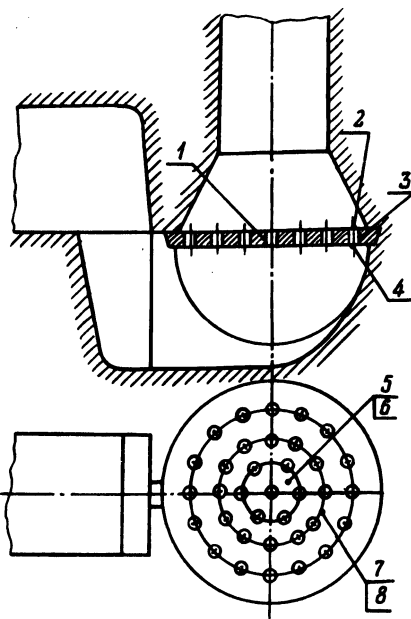


Рис. 1. Места установки и маркировка отборников статического давления.

верстиям, а также под отверстием и между отверстиями имеют приблизительно одинаковые величины. Это свидетельствует о том, что, во-первых, расход жидкости по всем отверстиям фильтра практически одинаков. Соответственно близки между собой и скорости потока в них. Во-вторых, зон пониженного давления под фильтром между отверстиями не образуется, что доказывает невозможность скапливания неметаллических включений под нижней плоскостью фильтра.

Давление над отверстием (отборник 2) ниже, чем давление над фильтром между отверстиями (отборники 5, 7), что указывает направление градиента давления в сторону отверстия. Следовательно, включения, движущиеся с потоком жидкости, будут стремиться попасть в сквозные каналы фильтра. Таким образом,

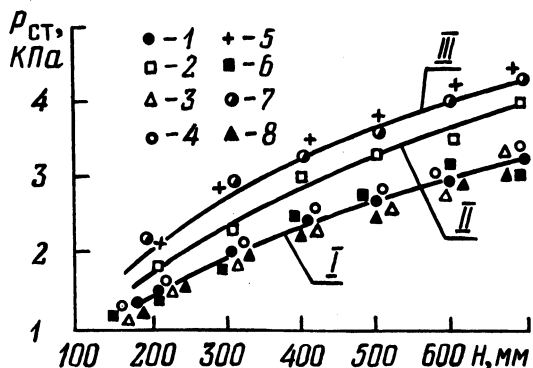


Рис. 2. Зависимость статического давления от напора.

первые две гипотезы работы фильтра оказались несостоятельными.

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что фильтр, установленный в литниковой системе, создает такой режим движения жидкости, при котором сама литниковая система эффективно улавливает неметаллические включения.

УДК 669.715.004.82

Г.В.Довнар, мл. науч. сотр.,  
 М.И.Стриженков, мл. науч. сотр.,  
 И.С.Ивахов, инженер,  
 В.И.Голабурда, студент (БПИ)

### ВЛИЯНИЕ СТРУЖКИ СОБСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА НА КАЧЕСТВО АЛЮМИНИЕВОГО ЛИТЬЯ

Одним из дополнительных источников сырьевых ресурсов в цветнолитейном производстве является перевод литейных цехов на замкнутый баланс шихты. Сущность этого процесса заключается в использовании всех отходов производства в местах их образования. Как известно, в большинстве случаев стружка от механической обработки отливок сдается на предприятия "Вторцветмета" и возвращается потребителю в виде вторичных сплавов.

В связи с изучением возможности перевода литейных цехов на замкнутый баланс шихты была проведена работа по использованию стружки собственного производства как шихтового материала в условиях Мелитопольского завода "Автоцветлит". В предварительных исследованиях устанавливалась максимальная добавка в шихту стружки, существенно не влияющая на качество

Таблица 1. Влияние величины добавки стружки и способа ее ввода на механические свойства сплава АЛ4 в литом состоянии

Количество стружки, %	Состояние стружки	Механические свойства			Количество шлака, %
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta_i$ , %	НВ	
Без стружки	—	172	4,9	60	2,5
3	Брикеты	175	3,3	65	5,1
3	Россыпь	169	3,4	63	6,0
5	Брикеты	174	3,7	63	5,6
7	Брикеты	162	3,8	63	8,9
7	Россыпь	157	3,9	60	9,6
11	Брикеты	176	4,0	63	9,1
11	Россыпь	152	4,1	62	9,9

получаемых отливок. В качестве базового сплава использовался силумин марки АЛ4. Стружка вводилась россыпью и в виде брикетов в жидкий базовый сплав. После полного растворения составляющих шихты расплав обрабатывался универсальным флюсом в количестве 1%.

Результаты плавки приведены в табл. 1. Из данных таблицы следует, что введение в расплав до 11% стружки практически не влияет на прочностные характеристики сплава при незначительном снижении пластичности, однако наблюдается явная тенденция к увеличению количества шлака, что обусловлено повышенной загрязненностью стружки.

Учитывая, что в литейных цехах образуется не более 5% стружки от веса литья, в дальнейших исследованиях, проводимых на сплавах АЛ4, КS-245 и АК5М7, использовалось данное количество стружки при различных способах обработки расплава. Плавки проводились в индукционной тигельной печи. Стружка вводилась россыпью, обработку расплава производили универсальным флюсом и серой. Результаты плавки приведены в табл. 2.

Приведенные результаты плавки показывают, что вся стружка, образующаяся при механической обработке отливок, может быть использована в шихте соответствующих сплавов, обеспечивая получение механических свойств на уровне исходных сплавов.

В цехе алюминиевого литья Мелитопольского завода "Автоцветлит" были проведены опытно-промышленные плавки в печах ИАТ-2,5 сплавов АЛ4, АЛ5 и КS-245 с применением в шихте 5% стружки собственного производства. Стружка вводилась взамен первичных шихтовых материалов.

Для исключения возможности выбросов жидкого металла и насыщения его водородом влажная стружка, рассортированная по

Таблица 2. Влияние способа обработки сплавов, полученных с использованием 5 % стружки, на механические свойства в литом состоянии

Марка сплава	Добавка стружки и вид обработки	Механические свойства		
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
АЛ4	Без стружки + 1 % флюса	177	2,8	62,2
АЛ4	5 % стружки + 1 % флюса	179	3,1	65,1
АЛ4	5 % стружки + 0,05 % S	183	3,1	64,8
AK5M7	5 % стружки + 1 % флюса	195	0,9	89,2
AK5M7	5 % стружки + 1 % флюса	195	1,0	87,7
AK5M7	5 % стружки + 0,05 % S	197	1,2	86,6
KS-245	Без стружки + 1 % флюса	186	1,6	92,4
KS-245	5 % стружки + 1 % флюса	183	1,4	92,9
KS-245	5 % стружки + 0,05 % S	193	1,7	90,8

сплавам, подвергалась тепловой обработке в камерных печах старения по режиму: выдержка 4–5 ч при температуре 300°C. Просушенная стружка в количестве 120 кг загружалась в индукционную печь ИАТ–2,5 на технологический остаток – “болото”, объем которого составлял 400–500 кг. Затем производилась завалка возврата и чушковых материалов, которые погружали стружку в “болото”.

Процесс расплавления и плавки производился согласно существующей на заводе инструкции. При загрузке стружки выбросов жидкого металла и пироэффекта не наблюдалось. Готовый сплав сливался в раздаточные ковши емкостью по 500 кг, где обрабатывался по заводской технологии жидким флюсом в количестве 1%, и в дальнейшем направлялся по раздаточным печам. Механические свойства и химический состав полученных сплавов удовлетворяют требованиям ГОСТ 2685–75. Результаты анализа опытно–промышленных плавок подтверждают возможность использования в шихте до 5% стружки собственного производства при незначительном изменении технологического процесса. Экономический эффект от использования стружки собственного производства для получения качественного литья по ЦАЛ завода “Автоцветлит” составит примерно 200 тыс. руб. в год.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ  
ТОНКОСТЕННОЙ ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ

Недостатком получения тонкостенных чугунных отливок является возникновение отбела, что требует значительных дополнительных затрат, направленных на его устранение.

В работе проводилось исследование процесса формирования отливки 50-1307074 Б (крыльчатка водяного насоса трактора МТЗ-50). Сложность получения отливки без отбела заключается в том, что она имеет тонкостенные лопасти толщиной 5 мм (рис. 1). В настоящее время эту отливку изготавливают литьем в земляные формы.

Экспериментальные исследования теплового режима формы и отливки показали, что управлять скоростью отвода тепла в земляной форме при серийном производстве не представляется возможным. Влажность земляных форм значительно варьируется от партии к партии, поскольку различны влажность формовочной смеси, время между изготовлением формы и заливкой ее металлом. На рис. 1, а, б приведены температурные кривые, полученные при литье в земляные формы с различной влажностью. В формы заливался серый чугун следующего химсостава:  $C = 3,37-3,52\%$ ;  $Si = 1,82-2,02\%$ ;  $Mn = 0,65-0,8\%$ . Температура металла перед заливкой соответствовала  $1300-1320^{\circ}C$ .

Анализ графиков показывает, что для сухой формы максимальные температурные перепады по длине лопасти составляют  $130^{\circ}$ , а во влажной форме достигают  $260^{\circ}$ . Такие температурные перепады в отливке объясняются тем, что во влажной форме лопасть отливки охлаждается намного быстрее, чем в сухой, увеличивая тем самым глубину отбела. Модифицирование металла силикомишметаллом в количестве  $0,05\%$  перед заливкой в форму способствует уменьшению глубины отбела, не устраняя его окончательно.

Перспективным способом получения чугунных отливок является литье в кокиль, при котором можно эффективно управлять тепловым режимом за счет применения различных защитных покрытий. Задаваясь конкретными значениями термических сопротивлений на рабочих поверхностях кокиля, можно получить такую скорость затвердевания, при которой отливка формируется с минимальным отбелом. Дополнительное модифицирование распла-

ва перед заливкой в кокиль позволит полностью исключить отбел поверхностных слоев отливки.

Исследования проводились на экспериментальной установке, состоящей из чугунных плит размером 150 x 150 x 20 мм. Толщина отливки составляла 5 мм.

На рис. 1, в приведены кривые охлаждения плоской чугунной отливки в экспериментальном кокиле. Начальная температура

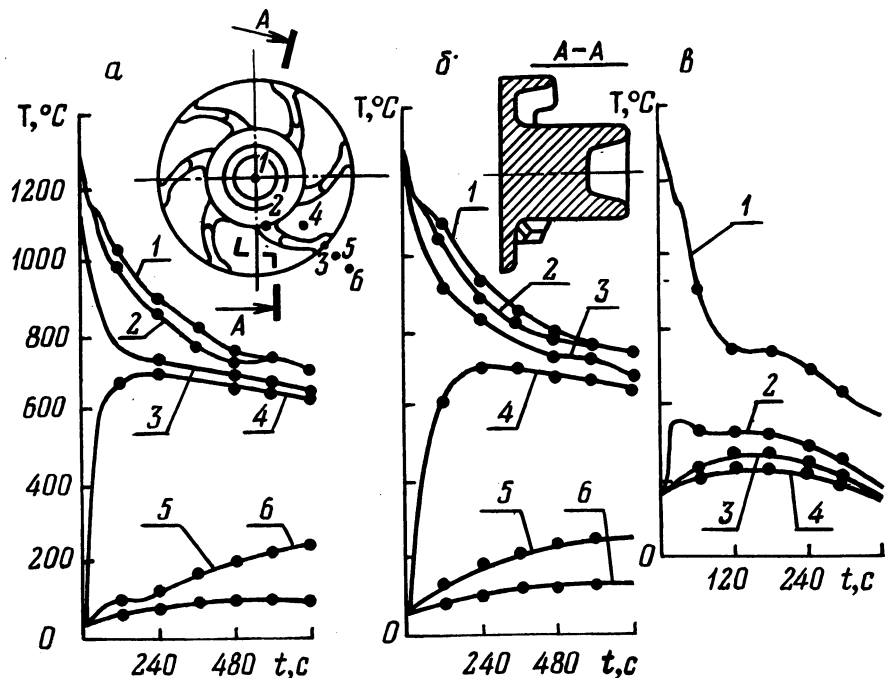


Рис. 1. Температурные кривые, полученные при литье в земляные формы с влажностью формовочной смеси 5,5 % (а); с подсушенным поверхностным слоем на глубину 10–15 мм (б): 1 – температура в центре отливки; 2 – на поверхности втулки; 3 – в лопасти; 4 – в форме между лопастями; 5,6 – в форме на расстоянии 5 мм и 15 мм от отливки соответственно; в кокиль (в): 1 – температура в центре отливки; 2 – на поверхности кокиля; 3 – на расстоянии 10 мм от рабочей поверхности; 4 – на внешней поверхности.

кокиля составляла 350°C, температура заливки металла – 1320°C. С целью снижения скорости затвердевания и предупреждения образования отбела отливки применялась облицовка кокиля толщиной 0,3 мм с последующим нанесением слоя краски 0,1–0,2 мм. В состав облицовки входят: огнеупорная глина – 300 г, жидкое стекло – 100 г, вода – 6 л; краски – капальная сажа (газовая) – 500–600 г, жидкое стекло – 100 г, вода – 10 л.

Анализ температурных кривых (рис. 1, в) показывает, что в условиях окрашенного кокиля перепад температур составляет  $180^{\circ}$ . Дополнительное модифицирование металла перед заливкой SiBa следующего химического состава: Ba = 29,48%; Fe = 9,31%; Al = 1,14%; Cr = 1,22%; Mn = 1,55%; Si = 57,3% в количестве 0,3% позволило создать благоприятные условия для формирования отливки без отбела.

В результате можно сделать вывод, что, создавая определенные термические сопротивления на рабочей поверхности кокиля, можно уменьшить начальную скорость затвердевания отливки в кокиле по сравнению с сырой формой при одновременном повышении производительности труда за счет сокращения времени подготовки формы к заливке.

УДК 621.745.34

В.Н.Занимон, инженер, П.П.Белый, инженер, О.И.Гунич, инженер (БПИ)

#### УЗЕЛ ОТБОРА ГАЗОВ ОТ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧЕЙ

Удаление газов от электродуговых печей производится либо естественным путем через вытяжные проемы (фонари, шахты), либо посредством местных отсосов с применением вытяжных вентиляторов. Первый метод удаления газов наиболее прост, но недостаточно эффективен, так как при этом очистка и обезвреживание их затрудняется из-за разбавления и рассеивания. Более эффективным является применение местных отсосов, причем устанавливают их в различных местах: над печами в виде зонтов, над специально выполненным отверстием в своде печи с уплотнением зазоров между электродами или непосредственно из рабочего пространства [1]. Вытяжные зонты используют, как правило, для печей производительностью менее 5 т [2] из-за недостаточной эффективности отбора газов и затруднений в обслуживании печи.

Известно несколько вариантов отсоса газов через четвертое отверстие в своде. Однако во всех случаях газы отсасываются от печи только тогда, когда она находится в рабочем положении. Для отбора газов в период слива металла, когда печь наклонена, необходимо применение телескопических шарнирных воздухоохлаждаемых газоходов или других сложных отводов. Такая система отсоса требует наличия свободного пространства над печью и затрудняет ее эксплуатацию.

В Отраслевой лаборатории НИЛОгаз Белорусского политехнического института разработана усовершенствованная система удаления газов, которая обеспечивает отбор при любом положении электродуговой печи, не затрудняя ее обслуживания (рис.1).

Газы от дуговой печи 1 по водоохлаждаемому патрубку 2 поступают в орошаемый газоход 3. В патрубке предусмотрены

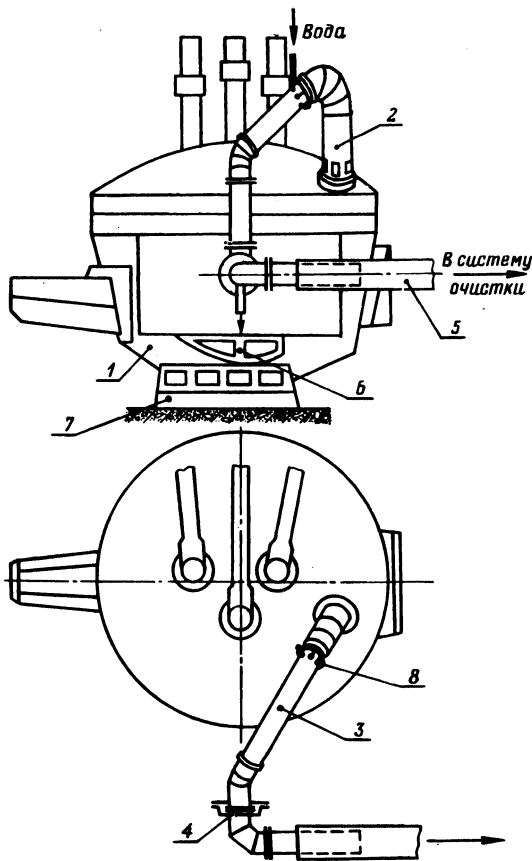


Рис. 1. Система удаления газов электродуговых печей.

отверстия для подсоса воздуха, необходимого для дожигания окиси углерода. В орошаемом газоходе газы охлаждаются водой, которая разбрызгивается винтовыми форсунками 8. После охлаждения газы поступают через поворотный узел 4 в телескопический газоход 5.

Ось вращения узла совпадает с осью колеса 6, которым печь опирается на рейку 7. При наклоне печи поворотный узел со-



вершает поступательное движение и компенсирует поворот орошаемого газохода. Для удаления воды предусмотрен сливной патрубок с гидрозатвором. Телескопический газоход предназначен для компенсации поступательного перемещения поворотного узла. Для эффективного удаления выбросов электродные зазоры должны быть уплотнены газодинамическим уплотнением с продувкой азотом.

Уловленные газы поступают в систему очистки и затем выбрасываются в атмосферу. В качестве аппаратов очистки могут применяться высоконапорные скрубберы Вентури, тканевые и электрические фильтры.

Описанный узел отбора внедряется на дуговых печах ДЧМ-10 Минского автомобильного завода. Он является составной частью системы, предназначенной для очистки выбросов, образуемых при плавке чугуна дуплекс-процессом вагранка - дуговая печь. Основным аппаратом очистки данной системы является высоконапорная кольцевая труба Вентури, которая имеет следующие параметры работы: сопротивление - до 20 кПа; скорость в горловине не менее 120 м/с; расход воды на орошение - 12-16 м<sup>3</sup>/ч; температура газов на входе - 120-150°С, на выходе - 50-60°С.

Высоконапорная труба Вентури позволяет улавливать пыль фракции 0,1-1 мкм с эффективностью 95-99%, что было подтверждено исследованиями, проведенными лабораторией НИЛЮгаз на промышленной установке завода.

Исследования дисперсного состава выбросов из дуговой печи показывают, что около 80% пыли имеет размер 0,1-1 мкм. Концентрация пыли в отходящих газах не более 1 г/м<sup>3</sup>.

Таким образом, использование высоконапорной трубы Вентури для очистки выбросов дуговых печей позволит обеспечить очистку газов на уровне, предусмотренном нормами предельно допустимых выбросов (ПДВ), а применение для отбора газов описанного узла позволит осуществлять очистку с минимальными капитальными и энергетическими затратами.

## Л и т е р а т у р а

1. Луговский С.И., Андрианов И.С. Очистка газов, отходящих от вагранок и электросталеплавильных печей. - М.: Машиностроение, 1972. - 142 с. 2. Flux J.H. The control of fume from are steelmaking. - Iron and Steel International, 1974, v. 47, N 3, p. 185-192.

И.В.Земсков, канд. техн. наук,  
В.Д.Тульев, канд. техн. наук,  
Е.Б.Демченко, инженер (БПИ)

## ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ГИЛЬЗ ЦИЛИНДРОВ МЕТОДОМ ВЕРТИКАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Разработка и исследование технологического процесса вертикального непрерывного литья гильз цилиндров велось в два этапа. Вначале исследование проводили на лабораторной установке вертикального непрерывного литья, изготовленной и смонтированной в литейной лаборатории БПИ, затем осуществляли промышленное опробование процесса на опытно-промышленной установке в литейном цехе Каунасского завода "Центролит". Работу проводили на примере получения отливки "гильза цилиндров" со следующими размерами: наружный диаметр - 125 мм, толщина стенки - 20 мм, высота - 180 мм. Материалом отливки служил чугун марки СЧ21-40.

При исследовании и разработке процесса изучали его тепловые, гидродинамические и технологические особенности, их влияния на качество и стабильность литья. Тепловые условия литья изучали методом термического анализа. Термопары устанавливали в теле отливки, стержнях, стенках кристаллизатора и патрубках для подвода воды. Большое влияние на качество литья и стабильность протекания процесса оказывает качество применяемых стержней. Стержни изготовляли методом "горячих ящиков", из ЖСС и на связующих КО и ССБ. Результаты исследований показали, что непрерывному вертикальному литью в полной мере соответствуют стержни, изготовленные с применением горячей оснастки. Полученные таким методом стержни имеют необходимую размерную точность, достаточную прочность, хорошую выбиваемость.

На стабильность процесса, как показывают результаты исследований, оказывает большое влияние конструкция применяемой литниковой системы. Очень важным является выбор количества мест подвода металла в полость кристаллизатора. Исследование проводили методом моделирования на модельной установке с применением прозрачных форм. В качестве моделирующей жидкости использовали воду, подкрашенную красителем. Установлено, что при одностороннем подводе велика глубина проникновения струи металла, что приводит к необоснованному увеличению высоты кристаллизатора для устранения случаев

размыта затвердевшей корки отливки за пределами охлаждающей зоны. При получении сплошных цилиндрических заготовок глубина проникновения струи при весовом расходе 0,2 кг/с составляет 250 мм, при 0,4 кг/с – более 300 мм, а при 0,6 кг/с – 350 мм (рис. 1). Кроме того, при одностороннем подводе металла наблюдается местный перегрев отливки, ведущий к ее не-

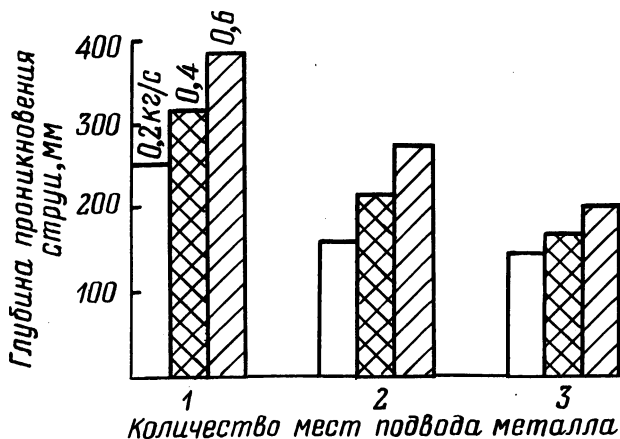


Рис. 1. Влияние количества мест подвода металла на глубину проникновения струи в непрерывной цилиндрической заготовке.

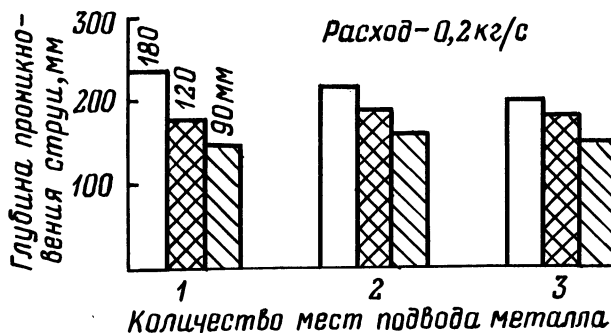


Рис. 2. Влияние количества мест подвода металла на глубину проникновения струи в мерной цилиндрической заготовке.

равномерному затвердеванию. Применение двустороннего подвода металла в кристаллизатор уменьшает глубину проникновения струи на 30%, а трехстороннего – на 55%.

Однако при получении мерных заготовок изменение количества мест подвода в меньшей степени влияет на глубину проник-

новения струи металла из-за наличия фланцев, ограничивающих длину отливки (рис. 2).

Механические свойства непрерывнолитой цилиндрической заготовки не всегда удовлетворяют требованиям соответствующих нормалей. Наиболее распространенными видами брака являются отбел отливок и повышенное количество феррита в структуре (до 40%). Для уменьшения склонности чугуна к отбелу необходимо проводить обработку чугуна модифицирующими добавками. Благодаря применению модификатора на основе кремния и РЗМ удалось полностью исключить отбел отливок. Применение вторичного охлаждения (охлаждение отливок после извлечения их из кристаллизатора) позволило получить практически перлитную матрицу, что повысило эксплуатационные характеристики втулок. Ферритный слой уменьшился до 1,2 мм, что лежит в пределах припуска на механическую обработку отливок.

Опытное опробование технологического процесса получения втулок на установке непрерывного литья Каунасского завода "Центролит" в течение рабочей смены подтвердило правильность найденных решений.

УДК 621.746.6

А.С.Калиниченко, канд.техн.наук,  
М.А.Княжище, инженер,  
Е.В.Кравченко, канд.техн.наук (БПИ)

### РАСЧЕТ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ТОНКОСТЕННОЙ ОТЛИВКИ В МАССИВНОМ КОКИЛЕ

Процессы литья в кокиль отличаются большой сложностью вследствие влияния значительного количества технологических факторов на тепловой режим формы и качество получаемой отливки. Особенно это относится к чугунной отливке, для которой скорость затвердевания оказывает решающее влияние на структуру и свойства формирующейся отливки. В работе ставится задача математического моделирования и расчета теплового режима отливки, а также построение номограмм для выбора оптимальных технологических параметров. В качестве объекта была выбрана отливка К,КЧЭ-02.000. Чугунная отливка толщиной 3,5-4 мм изготавливается в массивном неохлаждаемом кокиле. Основным уравнением для расчета температурного поля отливки и формы является дифференциальное уравнение теплопроводности для двумерного случая:

$$\frac{\partial T_i(x, y, t)}{\partial t} = \lambda_i \frac{(\frac{\partial^2 T_i(x, y, t)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T_i(x, y, t)}{\partial y^2})}{\rho_i C_i}, \quad (1)$$

где  $i = 1, 2$ . Индекс 1 относится к отливке; 2 - к форме.

При начальных условиях

$$T_2 = T_{2H} = T_2(x, y, 0). \quad (2)$$

При граничных условиях:

на границе "отливка - форма":

$$\begin{aligned} -\lambda_2 \frac{\partial T_2(x, y, t)}{\partial x} &= \frac{T_1(x, y, t) - T_2(x, y, t)}{\frac{\delta_{кр}}{\lambda_{кр}} + \frac{\delta_{об}}{\lambda_{об}} + \frac{\delta_{зая}}{\lambda_{зая}}} = \\ &= -\lambda_2 \frac{\partial T_2(x, y, t)}{\partial y}; \end{aligned} \quad (3)$$

на наружной поверхности

$$\begin{aligned} -\lambda_2 \frac{\partial T_2(x, y, t)}{\partial n} &= \alpha'_k (T_2(x, y, t) - T_c) + \varepsilon_{пр0} \sigma_x \\ & \times [T_2^4(x, y, t) - T_c^4]. \end{aligned} \quad (4)$$

Граничные условия выбраны из условия, что температура в краске, облицовке и зазоре подчиняется линейному закону распределения.

Скорость продвижения фронта кристаллизации находилась из уравнения

$$q_{пер} + L\rho_1 \frac{d\xi}{dt} = -\lambda_1 \frac{\partial T_1(x, y, t)}{\partial x} = -\lambda_1 \frac{\partial T_1(x, y, t)}{\partial y}. \quad (5)$$

Расчет проводился методом сеток в безразмерных величинах,

где

$$v = \frac{T_2 - T_0}{T_0}; \quad u = \frac{T_1 - T_0}{T_0}.$$

Тогда уравнение (1) примет вид [1]:

для отливки

$$a^2 c_1(u) \rho_1(u) \frac{\partial u}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_1(u) \frac{\partial u}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[ \lambda_1(u) \frac{\partial u}{\partial y} \right]; \quad (6)$$

для формы

$$a^2 c_2(v) \rho_2(v) \frac{\partial v}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_2(v) \frac{\partial v}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[ \lambda_2(v) \frac{\partial v}{\partial y} \right].$$

Уравнение (3) примет вид

$$\frac{1}{a} \frac{\partial v}{\partial y} = \frac{1}{a} \frac{\partial v}{\partial x} = - \frac{1}{\lambda_2(v) \left( \frac{\delta_{кр}}{\lambda_{кр}} + \frac{\delta_{об}}{\lambda_{об}} + \frac{\delta_{зая}}{\lambda_{зая}} \right)} \frac{u - v}{\lambda_2(v)} \quad (7)$$

и уравнение (5) -

$$q_{\text{пер}} + L\rho_1 \frac{d\xi}{dt} = - \frac{\lambda_1(u)}{a} \frac{\partial u}{\partial x} = - \frac{\lambda_1(u)}{a} \frac{\partial u}{\partial y}. \quad (8)$$

Уравнения для расчета температурных полей являются нелинейными и должны решаться итерационными методами. Но если вычислить теплофизические коэффициенты  $\lambda, \rho, c$  на предыдущем временном шаге, то получим линейный аналог, дающий при достаточно малых временных шагах удовлетворительное решение. Тогда уравнение (6) запишется в виде

$$\begin{aligned} a_{i,k}^{(2)} \rho_{i,k}^{(2)} c_{i,k}^{(2)} \frac{u_{i,k}^{1+1} - u_{i,k}^1}{\tau} = \frac{1}{h_1} \left[ \lambda_{i+1/2,k}^{(2)} \frac{u_{i+1,k}^{1+1} - u_{i,k}^{1+1}}{h_1} - \right. \\ \left. - \lambda_{i-1/2,k}^{(2)} \frac{u_{i,k}^{1+1} - u_{i-1,k}^{1+1}}{h_1} \right] + \frac{1}{h_2} \left[ \lambda_{i,k+1/2}^{(2)} \times \right. \\ \left. \times \frac{u_{i,k+1}^{1+1} - u_{i,k}^{1+1}}{h_2} - \lambda_{i,k-1/2}^{(2)} \frac{u_{i,k}^{1+1} - u_{i,k-1}^{1+1}}{h_2} \right]. \quad (9) \end{aligned}$$

Для расчета использовался шеститочечный шаблон [1]. В результате расчета была построена математическая модель, составлена программа, которая была протранслирована на БЭСМ-6. Результаты расчета позволяют определить количественное влияние различных технологических параметров на тепловой режим формы и кокиля и построить номограмму.

#### Л и т е р а т у р а

1. Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Шуб Л.И. Расчеты процессов литья. - Минск: Вышэйшая школа, 1977. - 265 с.

УДК 621.742.4

Д.М.Кукуй, канд. техн. наук,  
И.Н.Ушакова, инженер (БПИ)

#### ПОВЕДЕНИЕ СМЕСЕЙ С ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫМИ СВЯЗУЮЩИМИ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей разработаны органоминеральные связующие материалы (ОМС), получаемые при введении полиакриламида (ПАА) в процессе растворения силикат-глыбы.

ОМС оказывают существенное влияние на поведение смесей при высоких температурах. На рис. 1 представлена зависимость работы выбивки смесей, отверждаемых углекислым газом (кривые 1, 3) и феррохромовым шлаком (ФХШ) (кривые 2, 4), содержащих 5% органоминерального связующего материала, от температуры прокали образцов. Кривые 3 и 4 характеризуют изменение работы выбивки смесей на основе ОМС с 0,1% ПАА, а кривые 1, 2 – с жидким стеклом (ЖС). Исследования показали, что смеси с разработанным ОМС, так же как и жидкостекольные, имеют два характерных экстремума работы выбивки. Однако по абсолютной величине они значительно меньше, чем у исходной смеси, и несколько сдвинуты в область более высоких температур (кривые 3, 4).

Зависимость работы выбивки от температуры прокали показывает, что пластичные жидкостекольные смеси и смеси по  $\text{CO}_2$ -процессу, разработанные на основе ОМС, характеризуются значительно меньшей работой выбивки по сравнению с жидкостекольными смесями. При температуре до  $200^\circ\text{C}$  выбиваемость улучшается за счет частичного удаления кристаллизационной влаги связующего. Резко возрастают термические напряжения, в результате чего возможен частичный отрыв пленки связующего от наполнителя. С введением полиакриламида к описанным в данной статье явлениям добавляется и процесс выгорания связующего, возрастает газотворность смеси, что способствует разупрочнению пленки связующего материала и уменьшению работы выбивки.

В области  $350-600^\circ\text{C}$  начинается полная дегидратация продуктов твердения, которая связана с эффектом деструкции, расширения и вспучивания, в результате чего образуется хрупкая структура связующего.

Дальнейший нагрев смеси создает условия для оплавления деструктированного связующего. С увеличением прогрева смесей растет их спекаемость и работа выбивки увеличивается.

При введении ПАА в ОМС работа выбивки при температуре свыше  $900^\circ\text{C}$  значительно меньше, чем у контрольных жидкостекольных смесей. Это объясняется тем, что ОМС при выгорании образует углерод, частицы которого, осаждаясь в трещинах жидкостекольной композиции, препятствуют ее спеканию. Это подтверждается данными термограммы системы ФХШ-ЖС (рис. 2, кривая 1) и ФХШ с 0,1% полиакриламида (рис. 2, кривая 2).

На всех кривых обнаруживается четкий экзотермический эффект при  $730^\circ\text{C}$ , характерный для кальцийнатриевых гидросили-

катов. При взаимодействии ФХШ с ОМС обнаруживается экзотермический эффект при  $680^{\circ}\text{C}$ , который характеризует образование новых соединений, улучшающих выбиваемость. Экзотермические эффекты при  $730^{\circ}\text{C}$  и  $320^{\circ}\text{C}$  у системы ФХШ-ОМС несколько сильнее, чем у ФХШ-ЖС, что говорит о большем количестве гидросиликатов Са и Na, а также о наличии новообразований.

На улучшение выбиваемости смесей с ОМС оказывает большое влияние структура связующих. Равномерное распределение новообразований в структуре ОМС приводит к равномерному объемному распределению выгорающих элементов в смеси, что уменьшает работу выбивки.

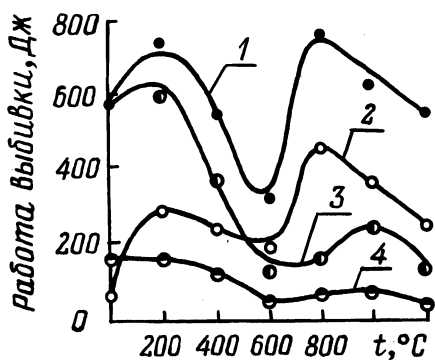


Рис. 1. Зависимость работы выбивки от температуры прокаливания.

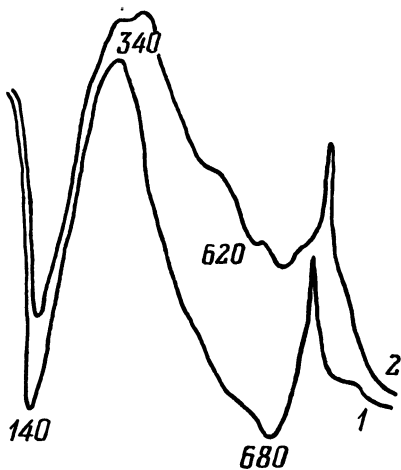


Рис. 2. Термограммы системы ФХШ-ЖС.

В области температур  $350-600^{\circ}\text{C}$  происходит деструкция входящих в состав ОМС полиакриламида и эфиров поликремниевой кислоты, которая сопровождается интенсивным выделением газообразных продуктов, разрыхляющих и разупрочняющих силикатную основу связующего материала. При более высоких температурах ( $800-900^{\circ}\text{C}$ ) в результате разложения ОМС образуются прочные углеродистые соединения, которые вследствие весьма низкой смачиваемости расплавом силиката натрия в значительной мере препятствуют восстановлению целостности жидкостекольной пленки, ранее разрушенной выделившимися газами, что способствует резкому снижению работы выбивки.

Положительное влияние на выбиваемость оказывает повышение модуля связующих материалов, с повышением которого в



ОМС увеличивается количество  $\text{SiO}_2$  и уменьшается количество  $\text{Na}_2\text{O}$ , так как окислы натрия, вступая во взаимодействие с ПАА, образуют эфиры.

УДК 669.14.018.292

С.Н.Леках, канд.техн.наук,  
В.А.Розум, инженер,  
Г.Ф.Андреев, инженер (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ КОМПАКТНЫМИ ВСТАВКАМИ

Повышение механических свойств серых чугунов, достигаемое за счет снижения углеродного эквивалента либо путем легирования, сопровождается увеличением вероятности метастабильного превращения в тонких сечениях отливок, затвердевающих с большой скоростью. Известные способы борьбы с отбелом путем ковшевого модифицирования расплава отличаются термовременной нестабильностью и недостаточной эффективностью.

В работе [1] показано, что применение внутриформенного модифицирования серого чугуна марок СЧ 18-36 и СЧ 21-40 порошкообразным силикобарием позволило исключить случаи появления кромочного отбела на Павлодарском тракторном заводе. Вместе с тем при более глубоком исследовании кинетики процесса внутриформенного модифицирования различными порошковыми лигатурами [2] установлена неравномерность степени модифицируемости расплава при заливке форм. Это связано с более активным выносом частиц модификатора первыми порциями жидкого металла. Указанная неравномерность процесса может привести к появлению отбела в некоторых отливках, расположенных в многоместных формах. Опытно-промышленные плавки, проведенные на Минском тракторном заводе, подтвердили изложенное. При низком углеродном эквиваленте методом внутриформенного модифицирования порошковыми лигатурами полностью не исключается кромочный отбел в отливках.

С целью стабилизации процесса исследовалась технология внутриформенного модифицирования легкоплавкими монокристаллическими вставками на алюминиевой основе с добавками кремния, магния и РЗМ цериевой группы. Процентный состав лигатуры выбирался в соответствии с оптимальной температурой плавления и эффективностью влияния на кристаллизацию чугуна при минимальной величине добавки в расплав.

Термическим анализом установлено, что при добавках в алюминий кремния, магния и РЗМ в сумме свыше оптимального количества, составляющего 30%, резко возрастает температура плавления лигатуры. Добавка указанной лигатуры в количестве 0,05–0,15% от веса расплава обеспечивает эффективное снятие отбела в сером чугуна.

Для сравнительной оценки процессов ковшевого и внутриформенного модифицирования была изготовлена проба, состоящая из 4 пар металлоприемников и клиньев, обеспечивающая их последовательное заполнение расплавом за счет определенного подбора сечений питателей и установки формы под небольшим углом к горизонту.

Во всех плавках проба заливалась чугуном с достаточно низким углеродным эквивалентом. Величина отбела в немодифицированном состоянии составляла 25–35 мм.

Производилась оценка влияния способа ввода присадки, ее формы, температуры расплава и времени выдержки на величину отбела при постоянной величине добавки, составляющей 0,08% от веса расплава.

На рис. 1 представлено сравнительное влияние способа ввода присадки на эффект модифицирования<sup>1</sup>. При внутриформенном модифицировании присадка, имеющая форму цилиндра, устанавливалась в зумфе под стояком. Видно, что ковшевая обработка расплава способствует снижению величины отбела более чем в 2 раза. Вместе с тем внутриформенная обработка той же присадкой обеспечивает больший эффект. При этом, однако, отмечена определенная неравномерность ее растворения при температуре заливки 1320°C. Анализ живучести ковшевого модифицирования показал, что величина отбела увеличивается на 50% после 10-минутной выдержки расплава и практически эффектом полностью исчезнет через 15 мин после обработки.

Место расположения присадки оказывает существенное влияние на эффект обработки. При установке вставки между вторым и третьим клиньями (рис. 2, кривая 2) в двух первых величина отбела соответствует исходной величине, в то время как в объемах отливки, расположенных за вставкой, отбел существенно ниже. Однако наибольший результат дает вставка, размещенная непосредственно под стояком, за счет более активного ее растворения расплавом.

Температура расплава, заливаемого в форму, оказывает сильное влияние на процесс растворения монолитной вставки (рис.

---

<sup>1</sup> В работе принимал участие инженер И.Ф.Цедрик.

3), при температуре расплава ниже  $1300^{\circ}\text{C}$  процесс модифицирования нестабилен. Первые порции холодного металла не успевают расплавить присадку. В последующем плавление наступает сразу по всему объему добавки и последние порции расплава слабо модифицированы. Увеличение температуры заливки до  $1330-1350^{\circ}\text{C}$  значительно стабилизирует процесс. Величина отбела снижается в 3-10 раз по сравнению с исходным чугуном. Причем различные объемы расплава модифицируются относительно равномерно. При повышении диапазона указанных температур до  $1400^{\circ}\text{C}$  снова наблюдается ухудшение равномерности процесса. В этом случае менее модифицированы последние порции чугуна.

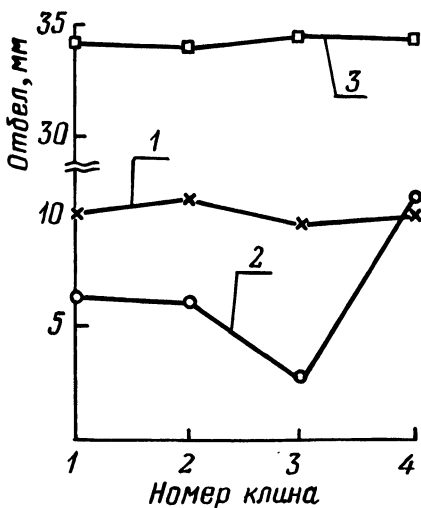


Рис. 1. Влияние способа модифицирования на величину отбела:  
1, 2 – модифицирование в ковше и в форме соответственно; 3 – исходный отбел.

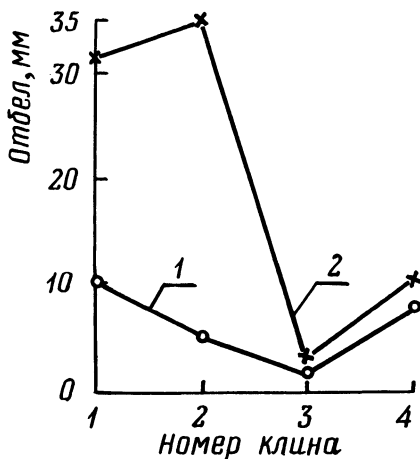


Рис. 2. Влияние места установки вставки на величину отбела:  
1 – под стояком; 2 – в шлакоуловителе между вторым и третьим клином.

Для дальнейшей стабилизации процесса при низких температурах заливки, что особенно важно для ваграночной плавки, оценивали влияние формы присадки на эффективность модифицирования. Установлено, что в данных условиях целесообразно вместо цилиндрической формы применять более сложную, состоящую из совокупности цилиндра с тонким усеченным конусом. При этом существенно увеличивается стабильность процесса.

Результаты экспериментов показывают, что данная технология может обеспечивать эффективное модифицирование серого

чугуна с широкой амплитудой температур заливки от 1300 до 1400°С. Соединяя в себе преимущества более плавного растворения модификатора в процессе заливки и малый промежуток времени между моментом модифицирования и затвердевания отливки, технология модифицирования в форме при помощи монолитной присадки может обеспечить существенное сокращение брака по отбелу. Кроме того, данный технологический процесс

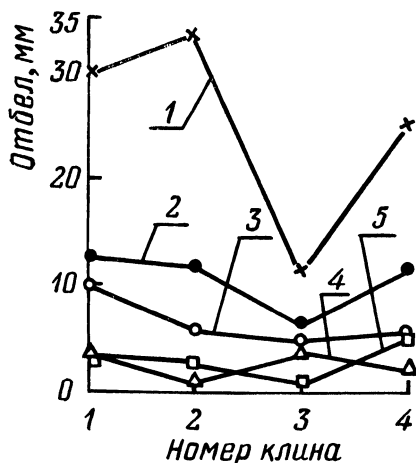


Рис. 3. Влияние температуры заливки на эффективность действия модифицирующей вставки:

1 — температура заливки 1270°С; 2 — 1300°С; 3 — 1330°С; 4 — 1350°С; 5 — 1400°С.

позволяет получать на одном литейном конвейере отливки из модифицированного и немодифицированного чугуна, применять в цехе единую шихту для получения различных марок чугунов, а также исключить операцию графитизирующего отжига.

### Л и т е р а т у р а

1. Предупреждение кромоного отбела отливок модифицированием чугуна в ковше и в форме / С.Б.Эссельбах, О.А.Горст, Н.Г.Майорова и др. — Литейное производство, 1980, № 8, с. 26.
2. Исследование процесса внутриформенного модифицирования серого чугуна / Г.Ф.Андреев, Б.А.Чепызов, С.Н.Леках и др. — В сб.: Металлургия. Минск: Вышэйшая школа, 1981, вып. 16, с. 75-78.

В.М.Михайловский, аспирант,  
В.М.Королев, канд. техн. наук,  
И.В.Дорожко, канд. техн. наук,  
Е.Н.Воробьев, студент (БПИ)

## ПОВЫШЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Низкая стабильность технологического процесса получения чугуна с шаровидным графитом в условиях существующего уровня металлургического передела является одним из важнейших факторов, сдерживающих широкое внедрение перспективного конструкционного материала в машиностроении.

Расход модификатора для получения шаровидной формы графита связывают главным образом с содержанием в чугуне серы перед модифицированием. При этом, как правило, не учитывается степень газонасыщенности сплавов. Вместе с тем способность элементов - сфероидизаторов Са, Mg, PЗМ - к взаимодействию с кислородом на несколько порядков превышает их способность соединяться с серой [1, 2].

Исследование литейных чугунов заводов Юга и Центра СССР показало, что содержание кислорода в них находится в пределах 0,007 - 0,012% [3].

Стехиометрический расход магния на связывание кислорода в 2 раза выше, чем на связывание такого же количества серы. Поэтому при низком содержании серы расход Mg на кислород становится сравнительным с расходом на связывание с серой. Это подтверждается результатами исследований по модифицированию сфероидизирующими добавками рафинированного чугуна и чугуна, выплавленного из металлизированных железорудных окатышей при одинаковом содержании серы в исходном сплаве. Следовательно, важным резервом в повышении стабильности процесса модифицирования чугуна сфероидизирующими добавками является наряду с десульфурацией снижение кислорода в металле. Последнее подтверждается результатами работ [4, 5].

В настоящей работе исследовали влияние предварительной обработки расплава добавками некоторых химически активных элементов на эффективность сфероидизирующего модифицирования чугуна комплексными магнийсодержащими лигатурами.

Чугун ваграночной плавки состава 3,45 - 3,65% С; 2,4 - 2,6% Si; 0,45 - 0,55% Mn; 0,08 - 0,12% S; до 0,15% P переплавлялся в индукционной печи ИЧТ-006 с кислой футеровкой.

После перегрева до температуры  $1420^{\circ}\text{C}$  жидкий металл выпускали в ковш, где производилось модифицирование. Модифицирование осуществлялось в два этапа. На первом в расплав вводились микродобавки СЦЕМИШ, SiCa, Ti, Al, Ce, Y, на втором – чугуны обрабатывались лигатурой, содержащей медь, магний и РЗМ. Величина добавки элементов при предварительной обработке изменялась от 0,01 до 0,1% к весу жидкого металла. Количество вводимого затем сфероидизирующего модификатора во всех случаях составляло 1,5%. Модификаторы на I и II стадиях вводились методом погружения в колокольчике и последующего замешивания в расплав. Модифицированный чугун разливали при температуре  $1380^{\circ}\text{C}$  в сырые песчаные формы для получения образцов  $\phi 30 \times 300$  мм.

Исследования показали, что при введении в жидкий чугун только медь-магниевого лигатуры расход ее для получения компактной формы графита составляет 2% и более. В меньших количествах лигатура вызывает лишь измельчение графитных включений, при этом форма их остается пластинчатой.

Обработка расплава СЦЕМИШ, SiCa и Ti в количествах до 0,1% перед добавкой 1,5% лигатуры не оказывает заметного влияния на эффективность действия последней. Свойства чугуна остаются на уровне исходного сплава или несколько снижаются в результате выделения мелкопластинчатого графита с междендритной ориентацией. Однако картина существенно изменяется в случае предварительной обработки чугуна микродобавками Ce, Y и Al. Введение в чугун 0,01% Al, Ce или 0,025% Y перед модифицированием 1,5% сфероидизирующей добавки приводит к образованию в структуре сплава компактных и шаровидных включений графита. Полностью сфероидизация графитных включений завершается при добавке Al, Ce и Y в количестве 0,05%. Дальнейшее увеличение присадки указанных элементов несколько улучшает форму графитных включений, способствуя их укрупнению и уменьшению количества. Свойства чугуна при этом заметно не изменяются (для Al) или начинают снижаться (для Ce и Y) в результате появления в отливках структурно-свободного цементита (рис. 1).

Положительное влияние предварительной обработки расплава Ce, Y и Al на эффективность сфероидизирующего действия комплексной магнийсодержащей лигатуры связано прежде всего с повышением степени раскисленности сплава. Возможно также некоторое снижение концентрации серы. Однако в пределах используемых концентраций химически активных элементов степень десульфурации не может быть значительной. Подтвержде-

нием тому являются приведенные в данной работе результаты предварительной обработки чугуна малыми добавками алюминия, который характеризуется слабой десульфуризирующей способностью.

Высокой рафинирующей способностью в чугуне обладают также силикокальций и цериевый мши-металл. Однако они плохо усваиваются чугуном и требуют повышенной температуры ввода.

При температуре предварительного модифицирования свыше  $1450^{\circ}\text{C}$  добавки Са в количестве 0,05% также способствуют образованию шаровидного графита после второй стадии обработки. Однако в отличие от присадок Се, Y и Al силикокальций не обеспечивает высокой стабильности процесса.

Таким образом, предварительная обработка чугуна микродобавками химически активных элементов позволяет стабилизировать процесс сфероидизирующего модифицирования, снизить необходимый расход модификатора. При этом создаются более благоприятные условия для удаления из расплава неметаллических включений.

### Л и т е р а т у р а

1. Владимирова Л.И. Раскисляющая, десульфуризирующая, нитридообразующая способность церия при модифицировании. - В сб.: Процессы плавки литейных сплавов. Киев: ИПЛ АН УССР, 1979, с. 7-8. 2. Владимирова Л.И., Капица Н.М. Исследование возможности образования окислов, сульфидов и карбидов из составляющих комплексных модификаторов чугуна. - Литейное производство, 1977, № 10, с. 3-4. 3. Повышение качества чугуна и чугунолития / Б.И.Страшников, В.Д.Синицкий, Л.Д.Манилова и др. Сб. № XL. М.: Металлургия, 1977, с. 91-92. 4. Влияние алюминия на структуру и свойства высокопрочного чугуна / В.А.Героцкий, В.Б.Фишер, О.Д.Алек-

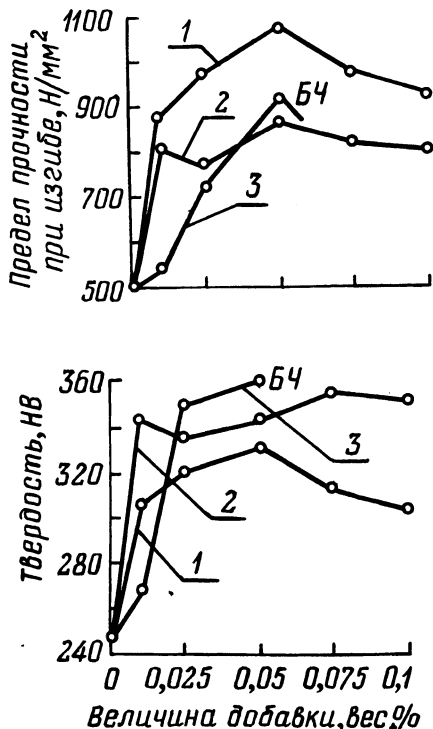


Рис. 1. Влияние комплексного модифицирования на механические свойства чугуна с шаровидным графитом: 1, 2, 3 – соответственно предварительная обработка алюминием, церием, иттрием.

сандров, В.И.Лашин. - Литейное производство, 1976. № 6, с. 4. 5. Повышение качества отливок из высокопрочного чугуна при комбинированном модифицировании / О.А.Могилевцев, Г.И.Сахаров, Н.И.Ужва и др. - В сб.: Металлургическая и горнорудная промышленность. Днепропетровск, 1980, № 4, с. 29.

УДК 621.74.043,2

А.М.Михальцов, ст.науч.сотр.,  
В.А.Бахмат, канд. техн. наук,  
В.А.Алешко, инженер,  
В.А.Хацкевич, студент (БПИ)

### СМАЗКА ДЛЯ ПРЕСС-ФОРМ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Смазка пресс-форм при литье под давлением является неотъемлемой частью технологического процесса получения отливок. Смазки при литье под давлением используют для экранирования рабочей поверхности пресс-формы от физико-химического воздействия на нее жидкого металла, а также для облегчения извлечения отливки из полости формы. Исходя из условий работы, к смазкам предъявляются следующие требования: высокая теплостойкость; низкая газотворная способность; отсутствие трудноудаляемых остатков на поверхности отливок и пресс-формы; физиологическая безвредность; высокая смазывающая способность.

До недавнего времени в качестве смазок использовались различные вещества, преимущественно минеральные масла, воски, растительные и животные жиры. Все более широкое распространение в настоящее время получают жидкие смазки, в особенности с использованием воды в качестве разбавителя. Эти смазки обладают рядом преимуществ перед масляными и жидкими смазками с использованием органических разбавителей. Применение водорастворимых смазок позволяет повысить качество отливок и производительность труда, снизить загазованность рабочих мест и опасность возникновения пожаров.

Разработка смазок для пресс-форм литья под давлением идет по двум направлениям: создание водорастворимых бесpigментных смазок и смазок с использованием коллоидного графита [1]. Последние применяются, когда к качеству поверхности отливки предъявляются невысокие требования. В работе [1] сообщается о разработке нескольких составов водорастворимых смазок. Стоимость разработанных смазок высокая, а их свойства не полностью удовлетворяют предъявляемым к ним требованиям.



**Таблица 1. Газотворная способность и теплостойкость смазок и их компонентов**

Наименование смазки или компонента	Газотворная способность, см <sup>3</sup> /г	
	при 600°С	при 400°С
Смазка Лд	1100	150
Воск технический	1800	до 20
Вазелин технический	1200-1500	до 20
Масло "Вапор"	1000-1400	до 20
Гидрофобизатор ГФК-1	900-1100	до 20

Современные смазки состоят из смазывающего компонента, разбавителя (для возможности механизации и автоматизации процесса нанесения) и различных добавок.

Для получения водорастворимых смазок в качестве добавок используют поверхностно-активные вещества, облегчающие процесс смешивания смазывающего компонента с водой и стабилизацию полученных эмульсий или коллоидных растворов. Выбор смазывающего компонента смазки является основной задачей при разработке новой смазки. Исследования, проведенные авторами работ [2, 3], показали, что лучшей температурной стойкостью при трении обладают фракции, содержащие более тяжелые ароматические углеводороды. В связи с этим наряду с используемыми в настоящее время смазками и их компонентами исследовались и свойства экстракта селективной очистки масел (торговое название - гидрофобизатор калийный ГФК-1). Гидрофобизатор ГФК-1 состоит более чем на 80% из тяжелых фракций ароматических углеводородов.

По специально разработанной методике [4] исследовалась газотворная способность смазок и их компонентов при температуре 600°С, а также их теплостойкость при температуре 400°С. Приведенные в табл. 1 данные свидетельствуют о том, что газотворная способность гидрофобизатора ГФК-1 ниже, чем у известных смазок и их компонентов при идентичной устойчивости при температуре 400°С. Поэтому гидрофобизатор ГФК-1 был выбран в качестве смазывающего компонента при разработке водорастворимой смазки. Указанная смазка опробована в производственных условиях на Минском моторном заводе, заводах радио- и телевизионных футляров, им. С.И.Вавилова, на ГПЗ-11. Во всех случаях смазка показала положительные результаты и рекомендована к внедрению в производство. К достоинствам разработанной смазки следует отнести также ее низкую стоимость. Концентрат смазки (22 руб/т) легко растворяется в воде в лю-

бых соотношениях. При испытаниях в производственных условиях степень разбавления составляла от 1-3 до 1-8.

### Л и т е р а т у р а

1. Смазки для форм литья под давлением на КамАЗе / В.Н.Зеленов, Л.Е.Кисиленко, В.Е.Бахтин, Б.Л.Кузнецов. - Литейное производство, 1979, № 6, с. 18-19.
2. Матвеевский Р.М., Буяновский И.А., Лазовская О.В. Противозадирная стойкость смазочных сред при трении в режиме граничной смазки. - М.: Наука, 1978. - 192 с.
3. Смазочные свойства отдельных групп углеводородов и их композиций. - Р.А.Агаева, Р.Ш.Кулиев, И.С.Кеворкова, А.М.Анисимова. Азербайджанское нефтяное хозяйство, 1967, № 1, с. 38-40.
4. Бахмат В.А., Михальцов А.М., Полещук Т.А. Определение газотворной способности смазок при литье под давлением. - В сб.: Металлургия. Минск: Высшая школа, 1978, вып. 12, с. 34-36.

УДК 669.14.018.292

Ю.В.Мищенко, мл. науч. сотр.,  
И.В.Хорошко, инженер,  
Н.И.Бестужев, инженер (БПИ)

### ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВКИ "ДИСК ККШ-102А" ИЗ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

В связи с разработкой и освоением агрегата РВК-3,6 для комплексной обработки почвы и перспективой перехода на модель РВК-7 с шириной захвата 7 м остро встала проблема повышения надежности силового рабочего органа - кольчато-шпорового диска ККШ-102А, изготавливаемого в настоящее время рядом предприятий из серого чугуна. Выпуск указанной детали составляет десятки тысяч тонн в год и сложность ее перевода на высокопрочный чугун определяется требованием минимальных капитальных вложений.

Данным требованиям наиболее полно отвечает технологический процесс производства отливок из высокопрочного чугуна, основанный на внутриформенном модифицировании расплава, так как он не требует установки дополнительного оборудования и позволяет получать на одном конвейере отливки из различных марок чугуна. Однако применение этого способа затруднено вы-

ду жестких ограничений, накладываемых на качество исходного расплава по температуре и по содержанию серы.

Научно-исследовательской лабораторией прогрессивных технологических процессов плавки и высокопрочного чугуна Белорусского политехнического института применительно к условиям действующих цехов разработан и внедрен на Чебоксарском заводе промышленных тракторов новый способ получения чугуна с шаровидным графитом, который позволяет применять для модифицирования исходный чугун с температурой 1380–1400°C и с содержанием серы до 0,06% [1]. Процесс включает в себя предварительную ковшевую обработку расплава РЗМ-содержащим модификатором СЦЕМИШ-1 (~33% РЗМ) и последующую сфероидизирующую обработку чугуна в форме магнийсодержащей лигатуры ЖКМ-2 (6–9% Mg). Данный способ отличается высокой стабильностью и обеспечивает получение качественных отливок из чугуна с шаровидным графитом в литом состоянии.

Перевод производства отливки "кольчато-шпоровый диск" на чугун с шаровидным графитом связан с рядом объективных трудностей, определяемых ваграночной плавкой (температура металла при заливке 1340–1360°C, содержание серы – 0,06–0,1%).

Исследование зависимости степени десульфурации чугуна при предварительной ковшевой обработке модификатором СЦЕМИШ-1 от температуры показало, что эффективность обработки при температуре менее 1360°C резко снижается. Бескремниевый модификатор МЦ-40 (ферроцерий) стабильно работает в широком интервале температур (рис. 1). При определении количества модификатора, необходимого для рафинирующей ковшевой обработки расплава, в качестве критерия для оценки степени его раскисления и десульфурации использовали известное экстремальное влияние РЗМ цериевой группы на склонность чугуна к отбелу. При увеличении содержания сверх количества, необходимого для наиболее полной дегазации и десульфурации, РЗМ проявляют отбеливающее и глобуляризирующее воздействие. Зависимость величины отбела чугуна от исходного содержания серы и количества введенного ферроцерия представлена на рис. 2. Установлено, что для достижения максимального эффекта сфероидизации графита чугуна с различным содержанием серы предварительную обработку расплава в ковше необходимо проводить РЗМ-содержащими модификаторами в количествах, несколько превышающих необходимые для достижения минимального отбела.

Для проведения дальнейших исследований с учетом эксплуатации отливок в условиях динамических нагрузок была спроектирована и изготовлена модельная оснастка, позволяющая полу-

чать литые образцы для массовых испытаний чугуна на ударную вязкость.

Исходный расплав, выплавляемый в высокочастотной индукционной печи емкостью 50 кг, имел следующий химический состав: 3,4–3,8% углерода; 1,8–2,2% кремния; 0,45–0,50% марганца; 0,08–0,10% серы. С помощью метода термического зондирования реакционной камеры термопарами и записи полученных данных на светолучевом осциллографе марки Н.О.43.1 был изучен процесс взаимодействия жидкого расплава с модификатором, происходящий в реакционной камере. Результаты экс-

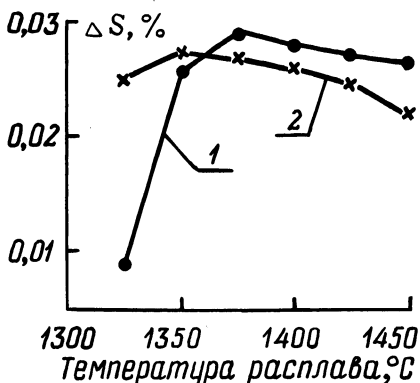


Рис. 1. Влияние температуры расплава на степень десульфурации:  
1 — 0,5% SiCeMnSb; 2 — 0,2% FeSe.

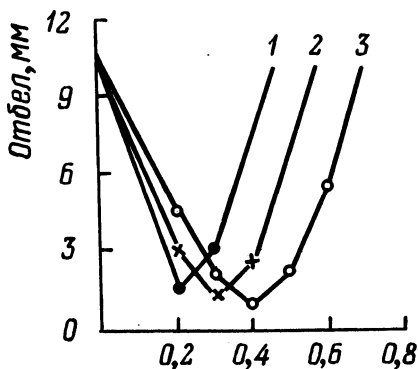


Рис. 2. Влияние модификатора МЦ-40 на склонность чугуна к отбелу:  
1, 2, 3 — соответственно 0,04%, 0,06%, 0,08% серы.

периментов показали, что слой модификатора зернистостью 1–5 мм при температуре заливки 1420°C пропитывается расплавом на некоторую глубину, достаточную для обеспечения его последующего растворения жидким чугуном. При снижении температуры заливки ниже 1400°C скорость растворения модификатора резко снижается. Увеличение размеров зерен модификатора до 5–12 мм приводит за счет увеличения размеров пор между частицами к проникновению жидкого чугуна на всю глубину реакционной камеры. Это способствует прогреву модификатора и улучшению условий его растворения последующими порциями протекающего расплава. В результате стабильное растворение модификатора в реакционной камере наблюдается при гораздо более низких температурах заливки расплава, вплоть до 1340–1350°C.

Выбор оптимальной конструкции литниковой системы для внутрiformенного модифицирования осуществлялся с помощью

оценки загрязненности чугуна при массовых испытаниях образцов на ударную вязкость. Для получения по описанной методике образцов, испытываемых на ударную вязкость, размерами 20 x 20 x 100 мм без надреза использовали литниковые системы (рис. 3) с различными шлакоулавливающими элементами.

Результаты исследований свидетельствуют о том, что литниковая система с инерционным шлакоуловителем в данных условиях обеспечивает наибольший уровень ударной вязкости благодаря наилучшей очистке расплава от неметаллических включений и шлака. При этом в сечениях отливок наблюдается минимум неметаллических включений.

Разработанный технологический процесс изготовления отливки "диск ККШ-102А" прошел стадию опытно-промышленных испытаний на Лидском авторемонтном и Чебоксарском агрегатном заводах, в результате которых были получены механические

свойства в отливках, в несколько раз превышающие аналогичные характеристики, достигаемые на серийном сером чугуне.

### Л и т е р а т у р а

1. А. с. 834141 (СССР). Способ получения чугуна с шаровидным графитом / С.Н.Леках, Ю.В.Мищенко, В.Ф.Дурандин. - Оpubл. в Б.И., 1981, № 20.

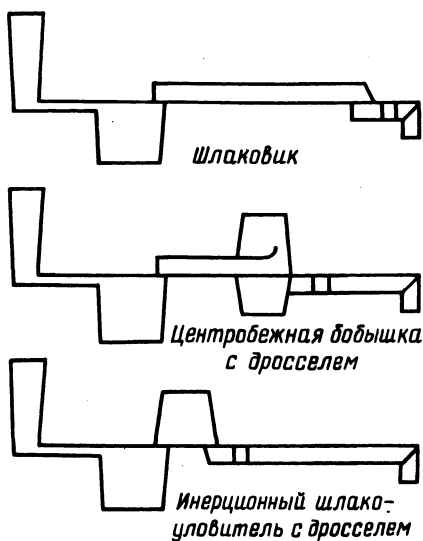


Рис. 3. Литниковые системы с различными шлакоулавливающими элементами.

Н.Д.Мыльникова, мл.науч.сотр.,  
В.А.Есепкин, канд. техн. наук,  
В.А.Скворцов, мл. науч. сотр.,  
А.А.Ханцевич, студент (БПИ)

## ВЛИЯНИЕ НЕРАСТВОРИМЫХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ И КОМПЛЕКСНЫХ ДОБАВОК НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СМЕСЕЙ

Одним из основных связующих материалов для быстротвердеющих смесей является жидкое стекло. Однако расширение его применения в литейном производстве сдерживается тем, что смеси с жидким стеклом после нагрева до температур, превышающих  $700^{\circ}\text{C}$ , трудно удаляются из отливок.

В работе исследовали влияние на свойства жидкого стекла нерастворимых и малорастворимых добавок неорганического происхождения, а также комплексных добавок, содержащих неорганические и органические вещества. Добавки представляют собой природные минералы: пирофиллит, шунгит, шунгитосодержащий сланец, сланец горючий и продукт гидролизной переработки древесины – лигнин.

В состав этих добавок входят окислы алюминия, железа, кальция, магния, которые облегчают выбивку смесей, прогретых до температуры  $800^{\circ}\text{C}$  и выше, а также органические вещества, облегчающие работу выбивки смесей, прогретых при более низких температурах.

Добавки вводились как в готовое жидкое стекло, так и в процессе растворения силикат-глыбы, для того чтобы увеличить эффективность применения этих добавок по сравнению с введением их непосредственно в жидкостекольные смеси. Это обеспечивалось за счет более равномерного распределения добавок в смесях, а также благодаря возможности протекания химических реакций в процессе растворения силикат-глыбы, продукты которых могут изменять свойства жидкого стекла в нужном направлении. Растворение силикат-глыбы производили в микротермостате при температурах  $94$  и  $84^{\circ}\text{C}$ . Добавки крупностью  $-0,063$  мм засыпали в воду объемом  $200$  мл и затем в этой суспензии растворяли  $150$  г силикат-глыбы при непрерывном перемешивании механической мешалкой. Растворение прекращали по достижении плотности жидкого стекла  $1420$   $\text{кг}/\text{м}^3$ . Исследовали кинетику растворения силикат-глыбы в водной суспензии добавок, для того чтобы выяснить влияние добавок на скорость

растворения последней. Скорость растворения оценивалась по изменению концентрации силиката натрия в единицу времени. Исследования показали, что при введении каждой из добавок в процессе растворения силикат-глыбы изменение концентрации силиката натрия в растворе в зависимости от времени с достаточной точностью описывается уравнением скорости реакции первого порядка [1]:

$$\frac{dC}{d\tau} = K\Phi(C_{\text{нас}} - C).$$

Величина константы скорости растворения при введении изученных добавок практически не изменяется, и, следовательно, введение твердых добавок не влияет на скорость растворения силикат-глыбы. Исследования физико-механических свойств смесей с полученными новыми связующими материалами проводились на смесях следующего состава: песок кварцевый 1K02A – 94,0%; связующее (жидкое стекло с добавками) – 6,0%.

Отверждение смеси производилось углекислым газом. Из приготовленной смеси изготавливались стандартные образцы, с помощью которых по стандартным методикам определялись физико-механические свойства смеси. Математическую обработку результатов экспериментов производили с применением корреляционно-регрессионного метода [2], определением истинного значения определяемой величины ( $X_i$ ):

$$X_i = \bar{X} \pm \frac{t_{\alpha} \cdot s}{\sqrt{n}},$$

где  $\bar{X}$  – среднеарифметическое из  $n$  замеров;  $t_{\alpha}$  – коэффициент распределения Стьюдента;  $s$  – среднее квадратичное отклонение.

Добавки вводились в количествах от 0,5 до 20,0% от веса связующего. Рассмотрение зависимости исходной прочности смесей и работы, затраченной на их выбивку после прокаливания до 800°C и последующего охлаждения, от различного количества вводимых добавок показывает, что изученные добавки не оказывают существенного влияния на исходные прочностные свойства смесей. Исключениями являются пирофиллит, который несколько повышает исходную прочность при введении его в количестве 5–20% от связующего, и лигнин, который несколько снижает исходную прочность при введении его в количестве 3–20%. Однако и в этом случае исходная прочность смесей остается в пределах допустимой (рис. 1, а).

Введение пирофиллита в количестве 10–20% от связующего в готовое жидкое стекло и в процессе растворения силикат-глыбы снижает работу выбивки в 3–4 раза (рис.1,б, кривая 4).

Введение лигнина в количестве 5–20% от веса связующего в готовое жидкое стекло и в процессе растворения силикат-глыбы снижает работу выбивки в 2–3 раза (рис. 1, б, кривая 3). Введение добавок сланца, сланца шунгитосодержащего, шунгита в количествах 0,25–20,0% от веса связующего не оказы-

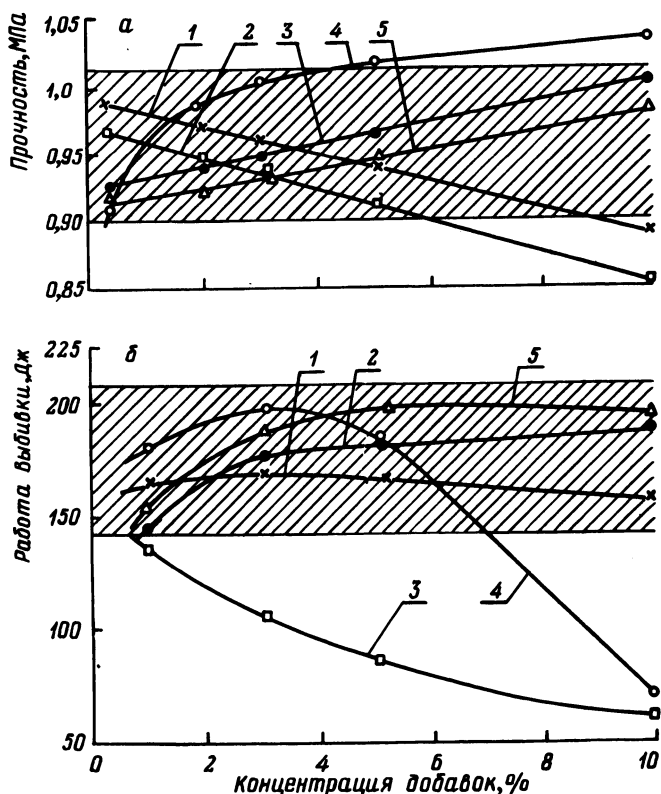


Рис. 1. Зависимость прочности при сжатии образцов (а) и зависимость работы, затрачиваемой на выбивку образцов (б), от концентрации добавок: 1 – шунгит; 2 – сланец шунгитосодержащий; 3 – лигнин, 4 – пиррофиллит; 5 – сланец; штриховая поверхность – интервал доверительной вероятности значений с чистым жидким стеклом.

вает существенного влияния на прочность и выбиваемость образцов из жидкостекольной смеси (рис. 1, а, б, кривые 1, 2, 5).

Введение лигнина и пиррофиллита в стержневую смесь в виде жидкостекольной суспензии является эффективным методом улучшения технологических свойств жидкостекольных смесей. Способ введения нерастворимых неорганических и комплексных добавок



в жидкое стекло (в процессе растворения или в готовое жидкое стекло) не влияет на исходную и остаточную прочность стержневой смеси.

### Л и т е р а т у р а

1. Айвазов Б.В. Практикум по химии поверхностных явлений и адсорбций. - М.: Высшая школа, 1973. - 196 с. 2. Батунер Л.М., Позин М.Е. Математические методы в химической технике. - М.: Химия, 1974. - 882 с.

УДК 669.131.622

П.И.Попов, инженер,  
Е.И.Бельский, докт. техн. наук,  
В.И.Краевой, канд.техн.наук, (БПИ)

### ПОЛУЧЕНИЕ ЧУГУНА С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ И ЕГО ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ

Исследовалось влияние добавок сфероидизирующей магний-кальциевой лигатуры ЖКМК-1РА, дополнительного графитизирующего модифицирования на структуру графита и металлической основы, величину отбела и механические свойства чугуна состава 3,4-3,8% С; 2,2-2,3% Si; 0,02% S и 0,06% P. Сфероидизирующую добавку вводили в количестве 0,6; 0,9; 1,2; 1,5% на дно разливочного ковша, а для устранения ее стабилизирующего эффекта чугун дополнительно модифицировался 0,1% лигатурой СЦЕМИШ-2 совместно с ЖКМК-1РА или при 1360°C после усвоения последней, а также добавкой 0,4% ферросилиция ФС75 при 1360°C. Отливались образцы диаметром 30 мм и клиновые пробы для изучения склонности чугуна к отбелу.

При оптимальной добавке сфероидизирующего модификатора в количестве 0,6-0,9% от веса заливаемого металла в структуре образуется до 80-40% вермикулярного утолщенного графита Гф6 совместно с шаровидным графитом Гф12-Гф13. Превышение оптимальных добавок усиливает эффект сфероидизации графита, склонность чугуна к отбелу и усложняет технологию модифицирования расплава. Более низкие концентрации добавок вызывают образование структуры качественного серого чугуна вследствие рафинирования расплава модификаторами за счет десульфурации, раскисления и т. п. Количество вермикулярного графита при этом уменьшается. Металлическая основа чугунов при переходе

от структуры серого к вермикулярному, а затем к шаровидному графиту претерпевает качественные изменения: перлитная основа серого чугуна становится перлитно-ферритной с распределением свободного феррита вокруг вермикулярного или шаровидного графита.

Склонность отливок к отбелу обусловлена количеством вводимой сфероидизирующей добавки, дополнительным графитизирующим модифицированием и концентрацией в сплаве углерода (рис. 1).

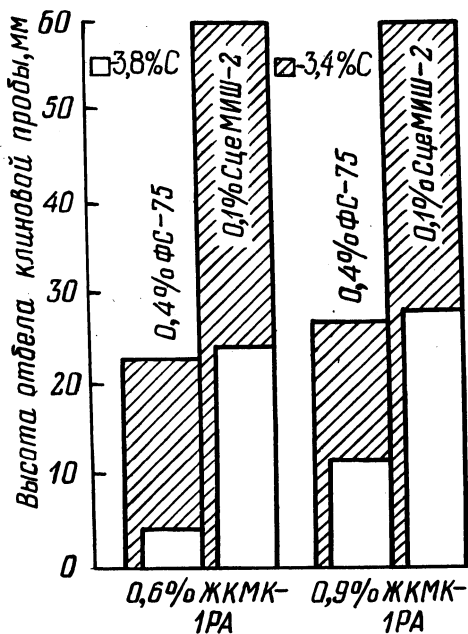


Рис. 1. Влияние способа модифицирования на склонность чугуновых отливок к отбелу.

Отбел увеличивается при больших добавках ЖКМК-1РА и дополнительной обработке 0,1% СЦЕМИШ-2. При больших концентрациях углерода степень отбела уменьшается. В то же время увеличение сфероидизирующих добавок приводит к повышению механических характеристик в тем большей степени, чем больше степень глобуляризации графита (табл. 1).

Однако увеличение доли шаровидного графита связано с усложнением технологии получения отливок, а, кроме того, по данным ряда исследователей [1, 2], ухудшается теплопроводность чугуна, в 2-3 раза увеличивается объем усадочной раковины, усложняется обрабатываемость.

Таблица 1. Физико-механические и литейные свойства чугуна с вермикулярным графитом при разной степени глобуляризации

Степень глобуляризации, %	Предел прочности при растяжении $\sigma_B$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Теплопроводность $\lambda$ , Вт/м, °С	Объем усадочной раковины $V_{y.p}$ , %
100-80	550-660	3-5	до 38	до 5
80-40	400-460	2-3	42-50	3,2-4,6
40-10	400	1-3	48-52	1,8-2,6

Оптимальное сочетание физико-механических и технологических свойств чугуна достигается при вермикулярной форме графита. Такой чугун обладает достаточно высокой прочностью, хорошими пластическими свойствами, а значения теплопроводности весьма близки к теплопроводности серого чугуна [1], что важно для кокилей и другой технологической оснастки, работающей в сложных условиях термоциклирования.

### Л и т е р а т у р а

1. Александров Н.Н., Мильман Б.С. Совершенствование модификаторов и свойств высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. - Литейное производство, 1980, № 1, с. 12-13.
2. Stefanescu D.M., Loper C.R. Neue Fortschritte aut dem Gebeit des Gußeisensmit Vermiculargraphit. - Giesser. - Prax., 1981, № 5, 73-96.

УДК 669.131.622:536.42

П.И.Попов, инженер, Э.Б.Синякович, инженер, Гарсия Асдрубаль, инженер (БПИ)

### ТЕРМОСТОЙКОСТЬ ЧУГУНОВ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЫ И ГРАФИТА

Исходный серый чугун модифицировался лигатурой СЦЕМИШ-2 (ΣРЗМ = 36,1%, 40,3% Si; 5,5% Al; остальное - Fe) и ферросилицием ФС75, а также легировался хромом, медью, алюминием, сурьмой. При получении вермикулярной и шаровидной формы графита использовалась лигатура ЖКМК-1РА (45,4% Si; 1,14% Al; 14,3% Ca; 9,76%Mg). Для сравнения полученных результатов наряду с чугуном индукционной плавки исследовался также серый ваграночный чугун. Химический состав исследуемых чугунов представлен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав чугунов и виды модифицирующих добавок

Номер плавки	Химический состав, %							Добавки модификатора, %		
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Al	Sb	СцеМИШ2	ЖКМК-1РА	ФС75
1	3,66	2,38	0,5	-	-	-	-	-	-	-
2	3,61	2,29	0,83	-	-	-	-	-	-	-
3	3,89	1,89	0,93	0,48	0,52	0,29	0,062	-	-	-
4	3,56	1,98	0,83	0,49	0,65	0,31	0,04	0,2	-	-
5	3,30	2,71	0,7	-	-	-	-	-	0,9	0,4
6	3,29	2,97	0,65	-	-	-	-	-	1,5	0,4

Исследуемые чугуны были разделены на три группы: серые чугуны ваграночной (№ 1) и индукционной (№ 2) плавки; серый чугун легированный немодифицированный (№ 3) и модифицированный (№ 4); чугуны с вермикулярной (№ 5) и шаровидной (№ 6) формой графита. Металлическая основа серых чугунов была перлитной, различной степени дисперсности, а в структуре сплавов третьей группы наряду с перлитом содержалось до 30–40% феррита, расположенного у выделений вермикулярного или шаровидного графита. Характер распределения и размеры включений графита в структуре серых чугунов были следующими: мелкие, средней завихренности, с участками розеточного типа (№ 1); крупные, пластинчатые выделения прямолинейной формы и большой степени изолированности (№ 2). В легированном чугуне – пластинчатый графит малой степени изолированности (№ 3), который заметно измельчается, увеличивается его завихренность и уменьшается количество выделений прямолинейной формы после модифицирования.

Испытания на термическую стойкость проводились по методике, разработанной на кафедре "Материаловедение и литейное производство", на кольцевых образцах диаметром 25 мм и высотой 5 мм. Результаты термостойкости приведены в табл. 2.

Лучшими показателями сопротивления образованию трещин и их развитию среди первой группы чугунов обладает чугун индукционной плавки. Ухудшение характера распределения и уменьшение размеров пластинчатого графита в ваграночном чугуне снижают показатели термостойкости. Пониженную термическую стойкость легированных серых чугунов следует объяснить как измельчением графита, так и воздействием микродобавок сурьмы, которая ликвирует по границам эвтектических зерен и понижает пластичность матрицы чугуна, делает ее хрупкой.

**Таблица 2. Количество трещин и их средняя суммарная длина в зависимости от количества термоциклов**

Номер плавки	Количество термоциклов					
	100	200	300	500	1000	1500
1	4/1,0	22/10,8	47/22,8	64/37,6	65/47,4	
2		1/0,5	5/3,6	13/7,9	39/21,2	49/28,3
3	16/8,3	21/16,9	СвТр	–	–	–
4	СвТр					
5	2/0,7	4/1,7	6/3,3	31/15,7	35/21,3	36/22,1
6					2/0,7	25/8,8

**Примечание.** Числитель – количество трещин; знаменатель – средняя суммарная длина трещин, мм; СвТр – сквозная трещина.

Степень воздействия вермикулярной формы графита как концентратора напряжений значительно снижается, что и сказывается на увеличении показателей термической стойкости чугуна. Микроструктурный анализ образцов в процессе термоциклирования свидетельствует о том, что трещины термической усталости зарождаются на графитовых включениях и распространяются по кратчайшим расстояниям между ними через менее прочный феррит. Анализ опытных данных свидетельствует о резком увеличении количества трещин в чугуне с шаровидным графитом после 1000 циклов, а в чугуне с вермикулярным графитом показатели термостойкости при подобных количествах циклов стабилизируются.

Таким образом, чугун с вермикулярным графитом можно использовать для изделий, работающих в условиях термоциклирования. Рекомендуется следующий химический состав для получения чугуна с вермикулярным графитом: 3,6–3,8% С; 2,2–2,6% Si; 0,6% Mn; 0,02% S; 0,05% P. Добавка сфероидизирующего модификатора ЖКМК-1РА в пределах от 0,6 до 0,9%. Для повышения прочности металлической основы, ее окислительной стойкости такой чугун рекомендуется легировать добавками 0,3–0,5% Cu; 0,2–0,3% Al; 0,2–0,4% Cr.

УДК 621.746.6

В.Ф.Соболев, канд. техн. наук,  
В.Б.Матюкевич, мл.науч.сотр.,  
А.Н.Чичко, инженер,  
А.И.Куликов, студент (БПИ)

### ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОЛИКВАЦИИ В СПЛАВАХ Al-Zn-Cu

Формирование микроликвации в тройных алюминиевых сплавах в основном подчиняется тем же закономерностям, что в двойных сплавах на основе алюминия. Исключение составляет система Al-Zn-Cu. Распределение элементов в сплавах изучалось на рентгеновском микроанализаторе "Камека" с последующей обработкой данных на ЭВМ. Исследовались сплавы с различным содержанием меди и цинка. Характер микроликвации цинка зависит от содержания меди в сплаве. При содержании меди до 3% микроликвация как меди, так и цинка – прямая (рис. 1, а).

В центре зерна наблюдается минимальное содержание обоих элементов, плавное возрастание их содержания к периферии зер-

Таблица 1. Распределение элементов по сечению зерна в сплавах системы Al-Zn-Cu в докритической области

Состав сплава	Содержание элементов, %					
	Центр зерна		Периферия зерна		Граничная фаза	
	Cu	Zn	Cu	Zn	Cu	Zn
докритическая область						
Al + 4Zn + 2Cu	3,09	5,76	5,29	5,81	20,19	6,53
Al + 4Zn + 3Cu	1,60	6,00	2,63	7,13	34,02	4,51
Al + 4Zn + 3,5Cu	0,90	6,30	9,92	7,20	37,00	3,75
закритическая область						
Al + 2Zn + 4Cu	1,43	1,88	3,47	3,46	38,98	1,45
Al + 2Zn + 5Cu	1,68	2,91	7,22	5,44	51,24	1,73
Al + 2Zn + 6Cu	1,79	3,25	4,47	4,57	23,00	3,10
Al + 6Zn + 4Cu	0,22	6,99	4,63	13,38	49,29	3,84
Al + 6Zn + 6Cu	1,23	6,12	2,40	14,29	34,47	7,56

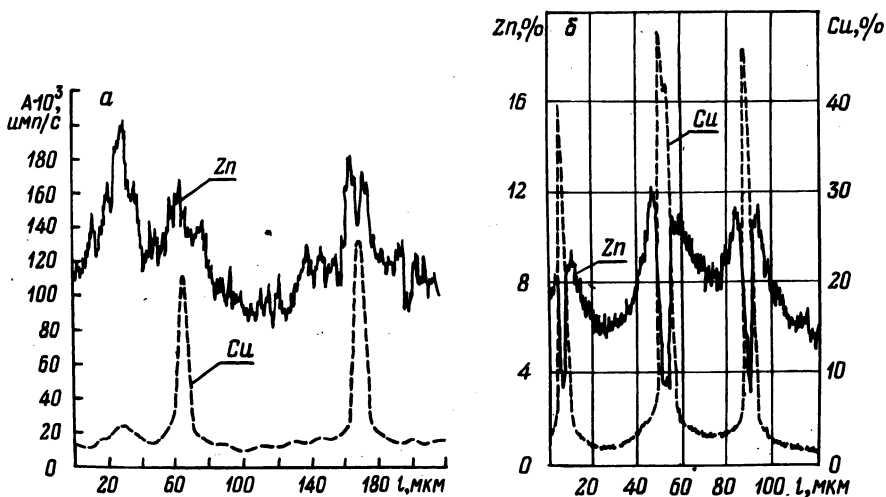


Рис. 1. Распределение элементов в сплаве Al + 4Zn + 2Cu (а) и в сплаве Al + 6Zn + 6Cu (б) соответственно.

на и резкое увеличение концентрации в граничных фазах. Цинк так же, как и медь, в основном сосредоточивается в последних порциях затвердевающего металла. Причем с увеличением содержания меди, при постоянном содержании цинка, прямая ликвация меди возрастает, а цинка — уменьшается. Содержание меди в зерне уменьшается, а в пограничных зонах возрастает (табл. 1).

При содержании меди свыше 3% цинк изменяет характер ликвации с прямой на обратную и сосредоточивается в основном в теле зерна. Характер ликвации меди не меняется (рис. 1, б). С увеличением содержания меди, при постоянном содержании цинка, ликвация цинка остается обратной, ликвация меди - прямой. Подобный характер распределения цинка и меди не зависит от их соотношения (табл. 1).

Как видно из данных табл. 1, знак ликвации цинка определяется только содержанием меди. При содержании меди свыше 3% цинк ликвирует обратно независимо от его содержания в сплаве.

Таким образом, проявление ликвации цинка в форме (прямой или обратной) определяется только концентрацией меди в сплаве.

УДК 621.746.6

В.Ф.Соболев, канд. техн. наук,  
В.Б.Матюкевич, мл.науч.сотр.,  
А.Н.Чичко, инженер,  
С.В.Сашнев, студент (БПИ)

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ

В работе поставлена задача установить параметры, определяющие характер проявления микроликвации в двойных сплавах. Распределение легирующих элементов в таких сплавах на основе алюминия изучено с помощью микроанализатора "Камека".

Легирующие элементы вводились в количестве 4%. В качестве легирующих добавок выбирались элементы, атомный радиус которых отличается не более чем на  $\pm 15\%$  от атомного радиуса алюминия. По характеру распределения все исследованные элементы можно разделить на две группы: элементы, ликвирующие прямо в пограничные зоны, - Mg, Ni, Cu, Zn, Li, Ag, и обратно - Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo - в тело зерна.

Для решения поставленной задачи использовалась теория распознавания образов [1]. Смысл ее заключается в классификации объектов по принадлежности к определенному классу. Эта теория позволяет определить, к какому из нескольких классов относится объект. Посредством дихотомического деления задача сводится к классификации на два класса [3]. Имеется достаточное число объектов, принадлежность которых к данному классу

определенно доказана. Эта совокупность объектов называется обучающей выборкой, в качестве которой использовались полученные экспериментальные данные. Выборка состояла из 12 элементов, по 6 элементов в каждом классе. Элементы, ликвидирующие прямо, условно отнесены к первому классу, ликвидирующие обратно – ко второму. Принадлежность элемента к тому или иному классу определяется значениями параметров (называемых также признаками), характеризующих те или иные свойства объекта. Если система параметров (признаков) выбрана правильно, то задача разделения на классы решается. В качестве признаков использовались параметры, характеризующие электронное строение элемента: электроотрицательность, атомный радиус, постоянная решетка, потенциал ионизации, уровни энергии валентных электронов, терны атомов, длина экранирования, энергия Ферми, средняя величина энергии возмущения, параметры волновых функций валентных электронов атомов и т. д. Всего было проанализировано свыше 40 признаков. Определение принадлежности исследуемого элемента к тому или иному классу производилось с помощью алгоритма Андерсена – Бахадура [2]. Коротко он заключается в следующем: значения признаков для элементов обучающей выборки записывают в виде двух матриц  $A_1$  и  $A_2$  одинаковой размерности. Затем определяются векторы средних значений  $M_1$  и  $M_2$  и ковариационные матрицы  $K_1$  и  $K_2$ . Далее получается матрица  $D = yK_1 + (1 - y)K_2$ , где параметр  $y$  определяется из специального уравнения. При анализе этого уравнения оказалось, что  $y = 0,5$ . Заключительным этапом наших вычислений является нахождение вектора коэффициентов уравнения регрессии  $B = D^{-1}(M_2 - M_1)$  и свободного члена  $R$ . Расчеты проводились по специально составленной программе на ЭВМ.

В результате получено уравнение регрессии вида

$$y = B_1 X_1 + B_2 X_2 + \dots + B_n X_n - R.$$

Проверка адекватности полученного уравнения производилась путем подстановки названных выше параметров для каждого элемента и дала удовлетворительные результаты. Проводилась проверка и для элементов, не входящих в обобщающую выборку. В этом случае правильное разделение на классы производилось в 90% случаев.

Для элементов, ликвидирующих прямо,  $y < 0$ , обратно –  $y > 0$ , т. е. разделение на классы состоялось. Для выяснения значимости каждого параметра рассчитывали среднее значение  $(|B_i X_i|)$ ;  $i = 1, 2, n$  и расположение их в порядке убывания. Этот порядок указывает степень значимости того или иного признака.



Наиболее значимыми являются те параметры, для которых величина  $(|V_i X_i|)$  максимальна. Такими параметрами оказались энергия Ферми сплава и средняя энергия возмущения примеси в поле решетки алюминия. Таким образом, проявление микроликвации элемента в форме прямой или обратной определяется его строением, влияющим на энергию Ферми и энергию возмущения.

#### Л и т е р а т у р а

1. Савицкий Е.М., Грибуля В.Б. Прогнозирование неорганических соединений с помощью ЭВМ. - М.: Наука, 1977, с. 43-45. 2. Горелик А.Л., Скрипкин В.А. Методы распознавания. - М.: Высшая школа, 1977, с. 11-21. 3. Кутюлин В.А. Статистическое изучение химизма базальтов. - М.: Наука, 1969, с. 85-94.

УДК 621.746.6

В.И.Тутов, канд. техн. наук,  
В.А.Гринберг, канд.техн.наук,  
В.К.Ханин, инженер (БПИ)

#### КИНЕТИКА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Для определения кинетики затвердевания непрерывной отливки применяли метод выливания незатвердевшего остатка.

Более надежные результаты были получены при сломе отливки на выходе из кристаллизатора с быстрым переводом отломленной части в вертикальное положение. В этом случае полный слив металла из лунки осуществляется за 1-2 с и из металлоприемника за 2-3 с, что дает возможность получить сведения по толщине твердой корки.

Для осуществления опытов под выходным отверстием кристаллизатора между металлоприемником и приемным ролягангом устанавливали чугунные изложницы. В металлоприемник заливали металл с таким расчетом, чтобы уровень его к моменту выливания был выше верхней образующей кристаллизационной полости не более чем на 20-30 мм. Затем начинали протяжку отливки. После выхода из кристаллизатора головной части отливки на нее накладывали крановые клещи и затем выводили установку на заданный режим литья. При подходе головной части отливки к тянущей клетке ее отделяли от затравки и резко поднимали вверх. После охлаждения металла извлекали твердый ос-

татов из кристаллизатора и подвергали разрезке на поперечные темплеты. Такие же темплеты вырезались из отломленной части отливки. Местоположение темплета при известной скорости литья позволяло определить время затвердевания. Толщину затвердевшей корки определяли непосредственным измерением. Полученные результаты обрабатывали в виде графиков в координатах: толщина корки – время формирования.

Экспериментальное исследование кинетики затвердевания проводили на цилиндрических заготовках диаметром 50, 100, 150, 200 и 250 мм и заготовках прямоугольного сечения 170 x x 70 мм по профилю, довольно близких к направляющим. Все эксперименты проводили на чугуна СЧ 21-40, выплавленном в

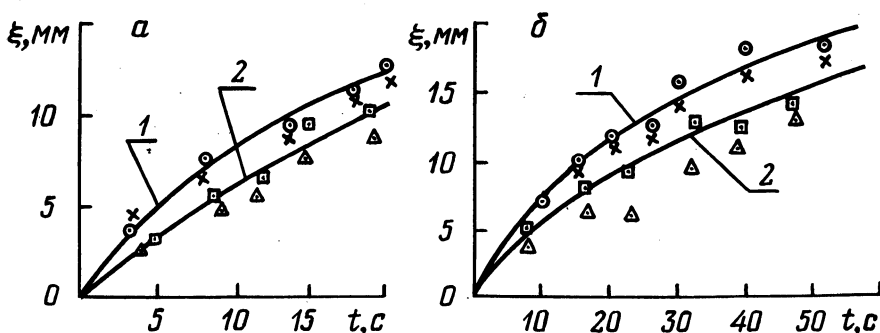


Рис. 1. Кинетика затвердевания в кристаллизаторе заготовки диаметром 100 мм (а) и 200 мм (б) соответственно

индукционной печи, среднего химического состава: 3,2–2,6% С; 1,7–2,0% Si; 0,6–1,0% Mn. Экспериментальные данные сопоставляли с расчетными зависимостями [2]. При расчетах термофизические свойства чугуна приняты по данным работы [3]:  $\rho = 7200 \text{ кг/м}^3$ ;  $\lambda = 42 \text{ Вт/м}\cdot\text{град}$ ;  $C = 560 \text{ Дж/кг}\cdot\text{град}$ ;  $C' = 838 \text{ Дж/кг}\cdot\text{град}$ ;  $r = 215000 \text{ Дж/кг}$ .

На рис. 1, а показана кинетика затвердевания в пределах кристаллизатора цилиндрической заготовки диаметром 100 мм, полученной в кристаллизаторе длиной 200 мм, со скоростью литья 0,6 м/мин (время формирования отливки в кристаллизаторе – 20 с), при температуре металла в металлоприемнике на входе в кристаллизатор  $1230^\circ\text{C}$  – кривая 1 и  $1270^\circ\text{C}$  – кривая 2. Кривые 1 и 2 получены расчетом [2]. Экспериментальные значения толщины корки, полученные выливанием, обозначены кружками по боковой и крестиками по верхней образующей при температуре металла в металлоприемнике  $1230^\circ\text{C}$  и квад-

ратиками по боковой и треугольниками по верхней образующей при температуре металла  $1270^{\circ}\text{C}$ .

Отклонение экспериментальных точек от расчетных кривых для боковых образующих не превышает 10%. Большое отклонение экспериментальных точек от расчетной кривой для верхней части отливки объясняется большим влиянием перегрева металла и зазором между отливкой и кристаллизатором, которые способствуют уменьшению фактической толщины корки в верхней части отливки. Увеличение температуры металла с  $1230$  до  $1270^{\circ}\text{C}$  приводит к уменьшению толщины корки отливки на выходе из кристаллизатора примерно на 10%.

Кинетика затвердевания цилиндрической заготовки диаметром 200 мм, полученной в кристаллизаторе длиной 250 мм, со скоростью литья 0,3 м/мин (время формирования отливки в кристаллизаторе 50 с) представлена на рис. 1, б. Обозначения кривых и экспериментальных точек те же, что и на рис. 1, а. Влияние перегрева в большей степени сказывается на затвердевании заготовок большего диаметра. Это объясняется тем, что с увеличением диаметра заготовки масса ее жидкой сердцевины, определяющая количество теплоты перегрева, пропорциональна радиусу заготовки в кубе, а площадь, характеризующая количество отведенного тепла, — радиусу в квадрате. Расхождение между экспериментальными и расчетными данными по толщине корки вдоль верхней образующей также увеличивается с увеличением диаметра заготовки вследствие большего влияния перегрева металла и увеличения зазора между отливкой и кристаллизатором.

### Л и т е р а т у р а

1. Thomson R. Notes on heat transfer and solidification rates in the continuous casting of cast iron. — The British Foundryman, 1977, vol. 70, № 1, p. 1–7.
2. Тутов В.И. Расчет процесса затвердевания расплавов с учетом теплоты перегрева. — Минск, ИФЖ, 1978, т. XXXIV, № 1, с. 152–153.
3. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. — М.: Машгиз, 1960. — 435 с.

УДК 621.7.016.3

А.В.Алифанов, инженер (ФТИ АН БССР)

ОБОБЩЕННАЯ СХЕМА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ  
ПАРАМЕТРОВ СХВАТЫВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

На рис. 1 проведены прямые 1-5, характеризующие склонность к схватыванию определенных металлов. Точки пересечения этих прямых с осью температур (Т, К) являются точками плавления для соответствующих металлов.

Для наглядности рассуждений и безотносительно к значениям координат принимаем, что углы наклона прямых к оси температур  $\beta$  характеризуют отношение суммы поверхностных энергий ( $A_{n1} + A_{n2}$ ) контактирующих поверхностей к энергии, необходимой для осуществления схватывания  $A_{схв}$ :

$$\cos \beta = \frac{A_{n1} + A_{n2}}{A_{схв}} \leq 1. \quad (1)$$

Из (1) следует, что при  $\cos \beta = 1$  угол  $\beta = 0^\circ$ , а при  $\cos \beta = 0$  угол  $\beta = 90^\circ$ . В случае, если  $\beta = 0^\circ$ , схватывание может происходить без приложения давлений и при любой температуре. Этот случай теоретически возможен при абсолютно ровных и чистых контактирующих поверхностях однородных металлов, в отсутствие дефектов и при когерентности кристаллических решеток. В действительности таких идеальных условий никогда не бывает и всегда имеет место неравенство

$$\frac{A_{n1} + A_{n2}}{A_{схв}} < 1. \quad (2)$$

Энергию, необходимую для схватывания, можно представить в виде

$$A_{схв} = A_d + A_\phi + A_{хим}, \quad (3)$$

где  $A_d$  - энергия, необходимая для деформации шероховатостей и сближения контактирующих поверхностей до расстояний межатомных взаимодействий;  $A_\phi$  - энергия, необходимая для ликвидации поверхностных пленок и установления физического контакта;  $A_{хим}$  - энергия, необходимая для установления химических (металлических) связей.

Таким образом, схватывание должно наступить при условии

$$\frac{A_{n1} + A_{n2} + A_{вн}}{A_d + A_\phi + A_{хим}} \geq 1, \quad (4)$$

где  $A_{ВН}$  – дополнительная внешняя энергия, необходимая для сближения шероховатых поверхностей, разрушения пленок, ориентационных и ряда других препятствий.  $A_{ВН}$  может подаваться в виде нагрева, давления, радиационного облучения и т. п.

Зная температуру плавления металла и решив уравнение (1) относительно  $\cos \beta$ , можно (рис. 1) провести из точки  $T_{пл}$  на оси температур прямую под углом  $\beta$ . В случае сварки давлением однородных металлов, для того чтобы выбрать необходимые

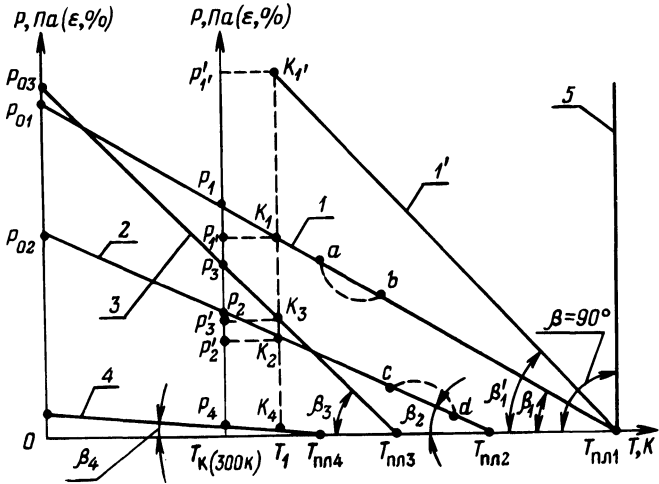


Рис. 1. Схема для объяснения вероятности схватывания металлов в зависимости от температуры, давления (степени деформации) и поверхностной энергии.

для сварки температуру и давление (степень деформации), надо исходя из технологических соображений выбрать определяющий параметр, например температуру  $T_1$ . Из точки  $T_1$  на оси температур провести перпендикуляр к последней и точку ее пересечения с соответствующей данному металлу прямой спроектировать на ось давлений (степеней деформаций).

Например, для металла, соответствующего прямой 1, при температуре  $T_1$  необходимо приложить давление  $P'_1$ , а при комнатной температуре ( $\sim 300$  К) – давление  $P_1 > P'_1$ . Соответственно по заданному давлению можно определять необходимую температуру.

Из рис. 1 видно, что схватывание возможно и при очень низких температурах: чем меньше угол  $\beta$  (т. е. чем ближе значение  $\cos \beta$  к единице), тем меньше разница необходимых давлений при положительных и отрицательных температурах (прямая 4). Такая возможность подтверждается результатами работ

по сварке очень чистого серебра [1] в диапазоне температур от 293 К до 103 К, согласно которым степень деформации, необходимая для схватывания, увеличивается незначительно.

Из рисунка видно также, что один металл, имеющий температуру плавления меньшую, чем другой (например, прямые 2 и 3, у которых  $T_{пл2} > T_{пл3}$ , однако  $P_2 < P_3$ ), требует для сварки тем не менее большего давления. Это объясняется большей загрязненностью поверхностей, большей относительной вязкостью пленок и т. п.

Для реальных металлов зависимость между  $T, K$  и  $P$  будет отображаться не в виде прямых, а более сложными кривыми. Например, "горб"  $cd$  на прямой 2 соответствует интервалу температур, при которых увеличивается статистический вес атомных стабильных конфигураций (СВАК) [2] и ухудшается способность к схватыванию. А "впадина"  $ab$  на прямой 1 соответствует температуре рекристаллизации и скачкообразному уменьшению необходимого для схватывания усилия.

Учитывая противоречивость современных представлений о способности к схватыванию разнородных металлов, в данной схеме способность к схватыванию пары металлов определяется свойствами более тугоплавкого металла. Таким образом, необходимое давление (или степень деформации) для свариваемых металлов, характеризуемых, например, прямыми 1 и 3, при выбранной температуре  $T_1$  определится согласно прямой 1, соответствующей более тугоплавкому металлу, или в случае соединения металлов 2 и 3 - по прямой 3, так как при  $T_1$  для схватывания металла 3 требуется большее давление ( $P'_3 > P'_2$ ). Можно попытаться (для рассмотренных случаев) уменьшить углы  $\beta_1$  и  $\beta_3$  до совмещения точек  $K_1$  с  $K_2$  и  $K_3$  с  $K_2$  путем повышения активации поверхностей одним из известных способов: очисткой поверхности от загрязнений и пленок, наклепом, обезуглероживанием поверхностей и т. п.

В случае разработки процессов холодного деформирования, в которых схватывание играет отрицательную роль, для определения вероятности схватывания приведенную схему можно использовать следующим образом: из точки плавления на оси температур, соответствующей материалу деформирующего инструмента, провести прямую под углом  $\beta$ , определенным из формулы (1). Далее, из точки на оси давлений, соответствующей расчетному удельному давлению на инструмент, провести перпендикуляр до пересечения с перпендикуляром, проведенным из точки на оси температур, соответствующей температуре на контактной поверхности. Если точка пересечения перпендикуляров лежит выше

наклонной прямой (кривой), схватывание маловероятно, если ниже - гарантировано.

### Л и т е р а т у р а

1. Гельман А.С. Основы сварки давлением. - М.: Машиностроение, 1970. - 312 с. 2. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель вещества. - Киев: Наукова думка, 1971. - 350 с.

УДК 621.981

А.В.Белый, канд.техн.наук (ФТИ АН БССР)

### НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СДВИГА НА ПЯТНАХ ФАКТИЧЕСКОГО КОНТАКТА ПРИ ТРЕНИИ

На контакте твердых тел в процессе трения имеют место упругие и пластические деформации, при этом преобладающими являются схемы сжатия и сдвига. В последние годы наметился определенный прогресс в исследовании моделей локальных контактов с целью детализации происходящих в них явлений. В реальных машиностроительных материалах [1, 2], пластически деформирующихся в диапазоне сдвигающих напряжений ( $\tau_0 - k$ ), характер пластического течения определяется относительной жесткостью материала  $\tau_0/k$ . При этом пластическая деформация локализуется в линзообразной области, ограниченной параболой, с углом раскрытия  $\psi = \arccos \left( \frac{\tau_0}{k} \right)^{\frac{1}{n}}$  (рис. 1). Значение  $n$ , полученное на основании изучения распределения максимальных сдвигающих напряжений  $\tau_{max}$  поляризационно-оптическим методом, равно 2. Привлечение распределения в соответствии с задачей о сжатии диска сосредоточенными силами дает значение  $n = 3$ . Полученные результаты справедливы для контакта одинаковых материалов и при наличии бесконечного концентратора напряжений. Рассмотрим примеры распространения полученных соотношений на различные случаи протекания сдвига.

В случае контакта шероховатых поверхностей имеем дело с концентраторами напряжений конечной величины, определяемыми углом наклона шероховатостей, и область пластической деформации определяется разомкнутой линзой (рис. 1), эффективный размер которой

$$L^* = L \frac{\pi}{\pi - \theta_1 - \theta_2}.$$

Профилометрирование поверхностей твердых тел, обработанных различными способами [3], показало, что максимальное значение наиболее вероятного угла наклона шероховатостей реализуется при чистовом шлифовании и составляет величину порядка  $9-10^\circ$ . Ясно, что в таком случае при расчете напряженно-деформированного состояния ошибка, связанная с пренебрежением конечностью концентратора, не превышает нескольких процентов.

Вместе с тем наиболее точное описание топографии реальной поверхности достигается в модели иерархии шероховатостей [4], простирающейся вплоть до шероховатостей атомарных размеров. Шероховатости высоких порядков малости могут характеризоваться существенно большими углами наклона даже в случае

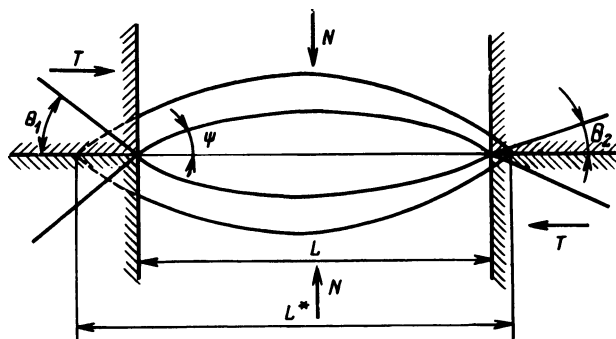


Рис. 1. Очаг пластического течения на пятне фактического контакта:  
сплошные линии – случай бесконечного концентратора;  
штриховые – с учетом конечного значения величины концентратора.

хорошо обработанных поверхностей. Процессы фрикционного переноса материала на различных уровнях рассмотрения также могут приводить к различным результатам – выглаживание поверхностей путем смятия выступов и заполнения впадин или образования вырывов и наростов с развитием эксплуатационной шероховатости. Огрубление поверхности под действием фрикционного переноса проявляется при исследовании в пространственных интервалах, сравнимых с размерами частиц переноса. Величину этого размера можно оценить, например, исходя из результатов [5].

Схемы рис. 1 предполагают равенство механических характеристик контактирующих материалов, что является типичной ситуацией в условиях развитого адгезионного взаимодействия и переноса материала или при формировании третьего тела в зоне



контакта, локализирующего в себе пластические деформации. Более общий случай связан со взаимодействием двух материалов, характеризуемых значениями  $\tau_{01}$ ;  $\tau_{02}$ ;  $k_1$ ;  $k_2$ . При  $\tau_{01} < \tau_{02}$ ;  $k_1 < k_2$  приходим к предельному случаю взаимодействия жесткого штампа с пластичным полупространством, а в деформируемом теле произойдет возрастание приращения деформаций  $\gamma'_{\max}$  в соответствии с зависимостью

$$\gamma'_{\max} = \text{arctg} (2 \text{tg} \gamma_{\max}),$$

где  $\gamma_{\max}$  - приращение деформаций в главной плоскости сдвига.

В общем случае для анализа контактного взаимодействия разнородных материалов представляется продуктивным рассмотрение сдвигообразования в неравноценных полях линий скольжения [6]. В случае  $\tau_{01} < \tau_{02} < k_1$  приходим к совместному деформированию тел с неравномерным вкладом каждого из них в накопление деформаций. В соответствии с теорией течения в неравноценных полях линий скольжения в системе координат "отношение перемещений" - "отношение максимальных сдвигающих напряжений" в двух неравноценных очагах деформации для тел с параметрами  $(\tau_0 - k)$  при возрастании отношения напряжений до  $k/\tau_0$  отношение перемещений растет по кривой, приближающейся асимптотически к ординате  $k/\tau_0$ . За этой ординатой остаточная деформация накапливается только в одном поле, во втором - ее нет.

Используя обозначения рис. 2, можем записать:

$$l_1 = l \frac{2k_2 - k_1 - \tau_{02}}{2(k_2 - \tau_{02})}; \quad l_2 = \frac{l}{2} \frac{k_1 - \tau_{02}}{k_2 - \tau_{02}};$$

$$\gamma'_{\max} = \text{arctg} \left( \frac{2l_1}{l} \text{tg} \gamma_{\max} \right); \quad \gamma''_{\max} = \text{arctg} \left( \frac{2l_2}{l} \text{tg} \gamma_{\max} \right).$$

На рис. 3 (кривые 1, 2, 3) показаны схемы деформации волокна соответственно при  $k_1 = k_2$ ;  $\tau_{02} > k_1$ ;  $\tau_{02} < k_1$ .

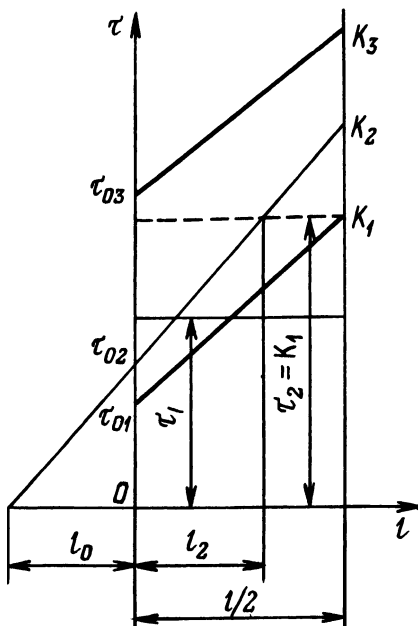


Рис. 2. Схема к обоснованию напряженно-деформированного состояния при контакте разнородных материалов.

Аналогично рассчитывается накопление деформаций при наличии разрыва скорости за счет третьего тела с сопротивлением  $\tau_c$ . В случае  $\tau_c < \tau_{01}$  остаточной деформации в твердых телах нет, при  $\tau_{02} > \tau_c > \tau_{01}$  она развивается в одном теле, при  $\tau_c > \tau_{02} > \tau_{01}$  - в обоих. Для последнего случая легко записать:

$$\gamma'_{\max} = \arctg \left( \frac{\tau_0 - \tau_{01}}{\kappa_1 - \tau_{01}} \operatorname{tg} \gamma_{\max} \right);$$

$$\gamma''_{\max} = \arctg \left( \frac{\tau_0 - \tau_{02}}{\kappa_2 - \tau_{02}} \operatorname{tg} \gamma_{\max} \right).$$

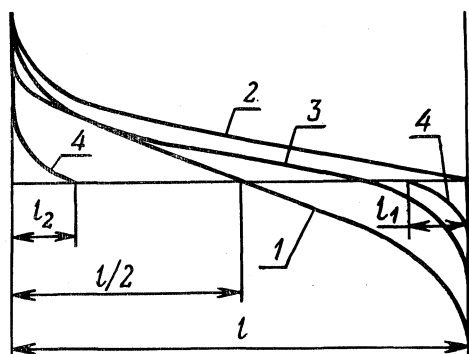


Рис. 3. Схема деформации волокна при контакте разнородных материалов:  
 1 -  $\kappa_1 = \kappa_2$ ; 2 -  $\tau_{02} > \kappa_1$ ; 3 -  $\tau_{02} < \kappa_1$ ;  
 4 -  $\tau_c > \tau_{02} > \tau_{01}$ .

Последний случай изображен на рис. 3 кривой 4. Полученные соотношения соответствуют линейному упрочнению рассматриваемых материалов, которые легко обобщаются на более сложные случаи.

### Л и т е р а т у р а

1. Макушок Е.И., Калиновская Т.В., Белый А.В. Масперенос в процессах трения. - Минск: Наука и техника, 1978. - 272 с.
2. Analysis of Stress-Strain State in the Neighbourhoods of Actual Contact Spots During Friction / E.M. Macushok, T.V. Kalynovskaya, A.V. Bely, D.J. Dmitrovich. - 3-rd International Tribology Congress Eurotrib, 21-24 September, 1981, v. 1/A, p. 233-240.
3. Демкин Н.Б. Контактное взаимодействие шероховатых поверхностей. - М.: Наука, 1970. - 228 с.
4. Archard J. Elastic Deformation and Laws of Friction. - Proc. Royal. Soc., 1957, A 243, p. 190-205.
5. Rabinovich E. Practical Uses of the Surface Energy Criterion. - Wear, 1964, 7, 1, p. 9-22.

6. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки/ Е.М.Макушок, А.С.Магусевич, В.П.Северденко, В.М.Сегал. - Минск: Наука и техника, 1968. - 408 с.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

С.Н.Винерский, инженер (БПИ)

### СНИЖЕНИЕ ТРЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ТРУБ НА НЕПОДВИЖНОЙ ОПРАВКЕ, СОВЕРШАЮЩЕЙ ПРОДОЛЬНЫЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ КОЛЕБАНИЯ

Известно [1], что деформационная зона при обычном волочении на неподвижной цилиндрической оправке включает три участка: осаживания (безоправочного волочения), оправочного волочения и калибровки. Причем силы трения между трубой и оправкой на участках оправочного волочения и калибровки направлены к входу трубы в волоку, препятствуют течению металла и повышают удельные затраты энергии на осуществление процесса.

Рассмотрим волочение трубы при продольных ультразвуковых колебаниях оправки, используя методику [2] для безоправочного волочения.

При движении оправки в направлении волочения в течение времени  $t_1$  (рис. 1), когда колебательная скорость оправки  $V_{\text{кол}}$  меньше скорости движения трубы у входа в волоку  $V_{\text{вх}} = \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_{\text{F}}}$  ( $V_{\text{вол}}$  - скорость волочения;  $\mu_{\text{F}}$  - вытяжка по поперечному сечению трубы), между трубой и колеблющейся оправкой будет существовать постоянно действующая сила трения, препятствующая течению металла.

В промежуток времени  $t_2$  (рис. 1); когда  $V_{\text{вх}} < V_{\text{кол}} < V_{\text{вол}}$ , между трубой и оправкой действуют силы трения, направленные в зоне оправочного волочения как в сторону волочения (положительные силы трения), так и в сторону входа трубы в волоку (отрицательные силы трения), а в зоне калибровки - в сторону, противоположную волочению, как при обычном процессе, без применения ультразвука.

Появление этих сил приводит к изменению напряженного состояния в зоне оправочного волочения, снижению усилия волочения и уменьшению продольных растягивающих напряжений [3].

На третьем участке (рис. 1), когда  $V_{\text{кол}} > V_{\text{вол}}$ , силы трения на контактной поверхности "труба - оправка" направлены в сторону волочения, а напряженное состояние в очаге деформации соответствует процессу волочения труб на подвижной оправке.

Снижение продольных растягивающих напряжений в деформируемом металле позволяет увеличить степень деформации за переход до значений, близких к вытяжке при волочении на подвижной оправке.

На следующей стадии процесса (рис. 1), когда колебательная скорость оправки уменьшается от  $V_{\text{вол}}$  до  $V_{\text{вх}}$ , силы трения между трубой и оправкой, как и на втором участке (рис. 1), в зоне оправочного волочения будут направлены в разные стороны, а в зоне калибровки – в сторону, противоположную волочению.

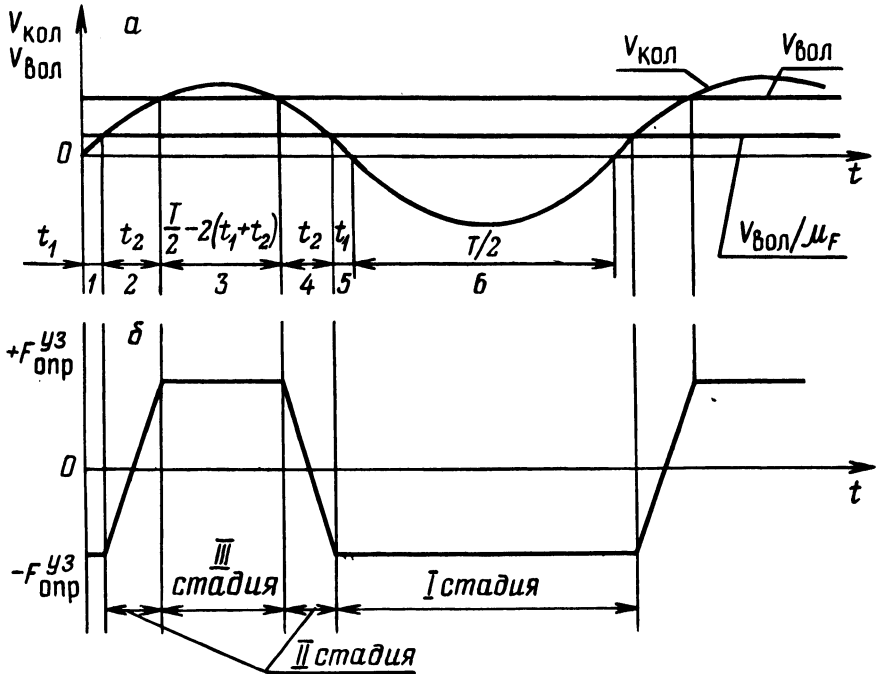


Рис. 1. Зависимость колебательной скорости оправки  $V_{\text{кол}}$ , скорости волочения  $V_{\text{вол}}$  и скорости трубы у входа в волоку  $V_{\text{вх}} = \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F}$  от времени  $t$  (а) и происходящее при этом изменение силы трения между трубой и оправкой (б).

Когда колебательная скорость оправки, движущейся в направлении волочения, меньше скорости движения трубы у входа в волоку, т. е.  $V_{\text{кол}} < V_{\text{вх}}$  (рис. 1), и оправка движется в сторону, противоположную волочению (рис. 1), между колеблющейся оправкой и трубой существует постоянно действующая сила трения, препятствующая течению металла.

Таким образом, в случае волочения на неподвижной оправке с применением ультразвука, когда амплитуда колебательной скорости оправки больше скорости волочения, различают три характерные стадии, которые отличаются напряженным состоянием очага деформации и направлением сил трения на поверхности контакта "труба - оправка".

Продолжительность стадий процесса волочения с ультразвуком за время одного периода колебаний  $T$  соответственно равна: первой -  $\frac{T}{2} + 2t_1$ , второй -  $2t_2$ , третьей -  $\frac{T}{2} - 2(t_1 + t_2)$ .

Выразив время  $t_1$  и  $t_2$  через амплитуду колебательной скорости и скорость волочения (рис. 1), получим

$$t_1 = \frac{1}{\omega} \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A}, \text{ а } t_2 = \frac{1}{\omega} \left( \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} - \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right).$$

Следовательно, продолжительность трех стадий равна:

$$\frac{1}{\omega} \left( \pi + 2 \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right) = \frac{2}{\omega} \arccos \left( - \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right);$$

$$\frac{2}{\omega} \left( \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} - \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right);$$

$$\frac{1}{\omega} \left( \pi - 2 \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} \right) = \frac{2}{\omega} \arccos \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}.$$

Постоянная сила трения, препятствующая движению металла, действует в промежуток времени  $\frac{2}{\omega} \arccos \left( - \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right)$ . В течение времени  $\frac{2}{\omega} \arccos \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}$  сила трения между трубой и оправкой постоянна и способствует волочению. В остальную часть периода, равную  $\frac{2}{\omega} \left( \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} - \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right)$ , сила трения непостоянна по величине и направлению.

Таким образом, приложение ультразвуковых колебаний к неподвижной оправке приводит к значительному снижению усилия волочения, а следовательно, и продольных напряжений в течение  $\frac{2}{\omega} \arccos \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}$  и частичному их снижению за время  $\frac{2}{\omega} \left( \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} - \arcsin \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A} \right)$ .

С уменьшением скорости волочения время, в течение которого силы трения препятствуют течению металла, уменьшается, а продолжительность II и III стадий увеличивается, т. е. чем меньше скорость волочения по сравнению с колебательной ско-

ростью оправки, тем больше величина снижения сил трения между оправкой и трубой.

Влияние ультразвуковых колебаний проявляется уже при  $V_{\text{кол}} > \frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F}$  за счет существования II стадии процесса и не-

которого снижения сил трения в конусной части очага деформации. Значительного снижения тянущего усилия (продольных напряжений) можно достигнуть, когда  $V_{\text{кол}} > V_{\text{вол}}$ , причем эффективность процесса волочения с ультразвуком тем выше, чем больше колебательная скорость оправки по отношению к скорости волочения.

Усредненная сила трения в любой точке поверхности контакта "оправка - труба" под действием ультразвука уменьшается в K раз

$$K = \frac{T}{\left(\frac{T}{2} + 2t_1\right) - \left[\frac{T}{2} - 2(t_1 + t_2)\right]} = \frac{\pi}{\arccos\left(-\frac{V_{\text{вол}}}{\mu_F \omega A}\right) - \arccos\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}}$$

Заменив величину  $V_{\text{вол}}$  средней скоростью движения металла по контактной поверхности "оправка - труба"

$$V_{\text{ср}} = \frac{1}{2}(V_{\text{вол}} + V_{\text{вх}}) = \frac{V_{\text{вол}}(1 + \mu_F)}{2\mu_F}$$

найдем среднюю за период колебания силу трения между оправкой и трубой при волочении с ультразвуком

$$F_{\text{опр}}^{\text{уз}} = \frac{1}{\pi} \left\{ \arccos\left[-\frac{V_{\text{вол}}(1 + \mu_F)}{2\mu_F^2 \omega A}\right] - \arccos\frac{V_{\text{вол}}(1 + \mu_F)}{2\mu_F \omega A} \right\} F_{\text{опр}}$$

где  $F_{\text{опр}}$  - сила трения на поверхности контакта "оправка - труба" при волочении без ультразвука.

Степень снижения сил трения под действием ультразвука составит

$$n = \frac{F_{\text{опр}} - F_{\text{опр}}^{\text{уз}}}{F_{\text{опр}}} \cdot 100 = \frac{1}{\pi} \left[ \arccos\frac{V_{\text{вол}}(1 + \mu_F)}{2\mu_F^2 \omega A} + \arccos\frac{V_{\text{вол}}(1 + \mu_F)}{2\mu_F \omega A} \right] \cdot 100, \%$$

На рис. 2 представлен график зависимости степени снижения сил трения под действием ультразвука  $n$  от вытяжки  $\mu_F$  для различных значений отношений  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}$ , полученный путем анализа последнего выражения.

Степень снижения сил трения под действием ультразвука для определенной вытяжки с ростом отношения скорости волочения

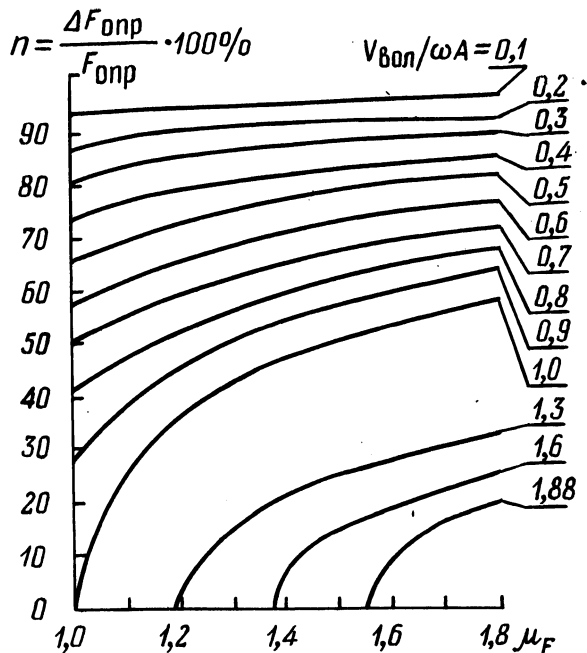


Рис. 2. Зависимость степени снижения сил трения под действием ультразвука  $n$  от вытяжки по поперечному сечению трубы  $\mu_F$  для различных значений  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}$ .

к колебательной скорости оправки  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A}$  уменьшается. Так, например, если для вытяжки  $\mu_F = 1,2$  степень снижения сил трения под действием ультразвука при  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} = 0,2$  составляет 88%, то при  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} = 1,0$  она равна 34,8% и не наблюдается совсем при  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} > 1,39$ . Анализ графика показывает, что так как при волочении на неподвижной оправке вытяжка не превышает 1,55, то снижения сил трения под действием ультразвука при  $\frac{V_{\text{вол}}}{\omega A} > 1,88$  уже не наблюдается.

Следовательно, применение ультразвуковых колебаний при волочении на неподвижной оправке со скоростью, превышающей колебательную скорость оправки более чем в 1,88 раза, не дает никакого эффекта с точки зрения снижения сил трения.

### Л и т е р а т у р а

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. - М.: Металлургия, 1971. - 448 с. 2. Вердеревский В.А., Рымша О.М., Мицкевич А.М. Снижение усилия волочения металлов в присутствии ультразвука. - В сб.: Ультразвуковая техника, ЦИНТИАМ, вып. 5, 1964, с. 18-21. 3. Северденко В.П., Степаненко А.В., Винерский С.Н. Контактное трение при волочении труб на оправке с продольными ультразвуковыми колебаниями. - В сб.: Прочность - пластичность материалов в ультразвуковом поле. Ростов-на-Дону, 1976, с. 3-5.

УДК 621.771.23:621.771.014

С.В.Воронов, ст. науч. сотр.,  
Д.Г.Девойно, канд. техн. наук,  
А.В.Степаненко, докт. техн. наук (БПИ)

### ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗГИБА ПРИ НЕСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКЕ

Несимметричный процесс прокатки полос находит все более широкое применение в практике прокатного производства, поскольку позволяет значительно снизить энергосиловые параметры процесса, увеличить предел прокатываемости полос по толщине, снизить разнотолщинность листов, расширить сортамент профиларазмеров. Он может быть использован для повышения качества отделки поверхности листов, а также для прокатки биметаллов.

Одной из особенностей несимметричного процесса прокатки является изгиб выходящего из валков конца полосы. Несмотря на значительное количество экспериментальных работ, посвященных исследованию изгиба в различных случаях несимметрии процесса - при прокатке в валках неравного диаметра [1-3], в валках равного диаметра с рассогласованием угловых скоростей [4], при прокатке в асимметричных условиях трения [5] и при наклонной задаче полосы в валки, условия, устанавливающие направление и величину изгиба, определены недостаточно.

Опыты показывают, что на величину и направление изгиба



полосы оказывает влияние целый ряд факторов и зависимость кривизны от условий деформации носит сложный характер. Еще большие трудности представляет прогнозирование изгиба в процессах с двойной несимметрией, имеющей место при прокатке в разношероховатых валках неравного диаметра и при прокатке биметаллов с рассогласованием окружных скоростей валков. Так, при прокатке в валках разного диаметра на прокатываемую полосу действуют противоположно влияющие факторы – разность окружных скоростей и разная степень обжатия со стороны каждого из валков, и направление изгиба полосы будет зависеть от того, какой из факторов окажет преобладающее влияние. Экспериментально установлено, что в этом случае определяющим изгиб однородных полос фактором является разность окружных скоростей валков [1, 3, 4]. Различия в радиусах и в шероховатости валков оказывают на кривизну полосы значительно меньшее влияние [3, 5]. При прокатке в валках неравного диаметра, имеющих равные окружные скорости, экстремальные значения кривизны резко снижаются по сравнению с прокаткой в валках неравного диаметра, имеющих разные окружные скорости. В условиях прокатки на валках, имеющих разную шероховатость поверхности, с ростом относительного обжатия происходит выравнивание опережений на противоположных контактных поверхностях, несмотря на несимметричные условия трения, и полоса выходит из валков без изгиба [6].

Таким образом, можно сделать вывод, что во всех рассматриваемых случаях несимметричной прокатки изгиб является следствием совокупного влияния факторов прокатки, обуславливающих неравномерную деформацию по высоте прокатываемой полосы. При этом полоса изгибается в сторону слоя, имеющего меньшую частную деформацию и, следовательно, меньшую скорость пластического течения. В свою очередь разность скоростей пластического течения частиц металла в условиях несимметричной прокатки определяется различной величиной опережения полосы на контактных поверхностях и разностью окружных скоростей валков при прокатке с рассогласованием скоростей.

Практикой и экспериментальными исследованиями установлено, что при прокатке с рассогласованием скоростей валков опережение металла  $S_1$  по отношению к скорости ведущего валка  $V_1$  (имеющего большую окружную скорость) всегда меньше опережения  $S_2$  по отношению к скорости ведомого  $V_2$  (имеющего меньшую окружную скорость), в то время как при прокатке в разношероховатых валках, имеющих равные скорости, опереже-

ние со стороны гладкого валка может быть больше либо меньше опережения со стороны грубого [6].

Скорости пластического течения металла на поверхностях полосы в общем случае несимметричной прокатки можно записать:

$$\begin{aligned} V_{1п} &= V_1(1 + S_1); \\ V_{2п} &= V_2(1 + S_2), \end{aligned} \quad (1)$$

где  $V_{1п}$  и  $V_{2п}$ ,  $S_1$  и  $S_2$  - скорости пластического течения и опережения со стороны ведущего и ведомого валков.

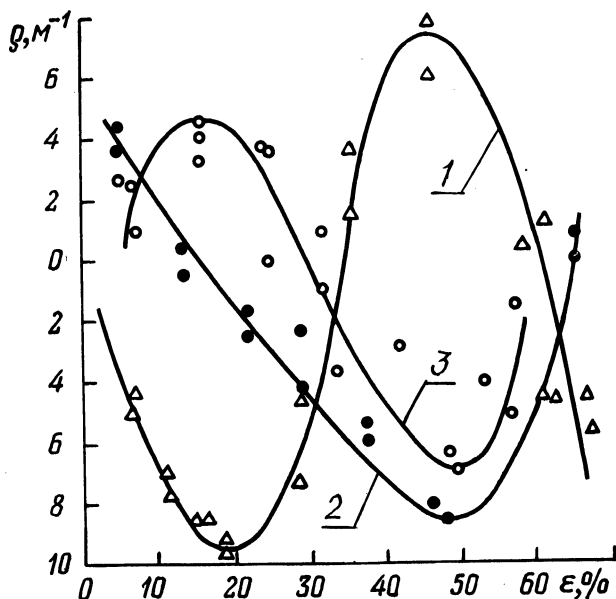


Рис. 1. Кривизна переднего конца полосы при прокатке в валках равного диаметра с рассогласованием скоростей валков:  
1, 2, 3 -  $V_1/V_2 = 1,09; 1,31; 1,4$  соответственно;  $H_0 = 3$  мм.

Из формулы (1) следует, что в случае несимметричной прокатки без рассогласования скоростей валков  $V_1/V_2 = 1$  скорости пластического течения в приконтактных слоях полосы, а следовательно, и направление изгиба будут определяться соотношением величин опережения, а в случае прокатки с рассогласованием  $V_1/V_2 \neq 1$  - соотношением опережений и разностью собственных скоростей валков.

Это подтверждается результатами экспериментов по прокатке однородных полос с рассогласованием окружных скоростей на стане с диаметром валков 200 мм при скорости вращения

30 об/мин на образцах из алюминия толщиной 3 и 8 мм. Для создания необходимого рассогласования скоростей привод ведущего вала был выполнен через нижний шпиндель, а ведомый приводился во вращение через шестеренную клетку со сменным набором зубчатых колес, установленную сбоку от прокатной клетки стана.

На рис. 1 и 2 приведены результаты по прокатке однородных полос в валках равного диаметра, имеющих разные окружные скорости.

При постоянном значении обжатия и увеличении рассогласования скоростей валков наблюдается изменение продольной кривизны как по абсолютной величине, так и по знаку (рис. 1).

Так, при обжатии  $\epsilon = 17\%$  в зависимости от рассогласования полоса изгибается на ведущий или ведомый валок либо выходит прямой, принимая значения кривизны соответственно  $-9,25$ ;  $+4,25$  и  $0$ .

Для обоснования направления изгиба полосы определяли опережение со стороны ведущего и ведомого валков методом керновых отметок. По опытному опережению по формуле (1) рассчитывали скорости пластического течения на поверхностях со стороны ведущего и ведомого валков. Как видно из графика рис. 2, опережение  $S_1$  со стороны ведущего валка во всем исследованном диапазоне обжатий мало зависит от обжатия и изменяется в узких пределах  $-3 < S_1 < 0$ , а на ведомом валке опережение возрастает в интервалах обжатий  $\epsilon = 8-19\%$  и  $26-36\%$ , а в области  $\epsilon = 19-26\%$  уменьшается. В соответствии с этим скорость пластического течения полосы со стороны ведущего валка

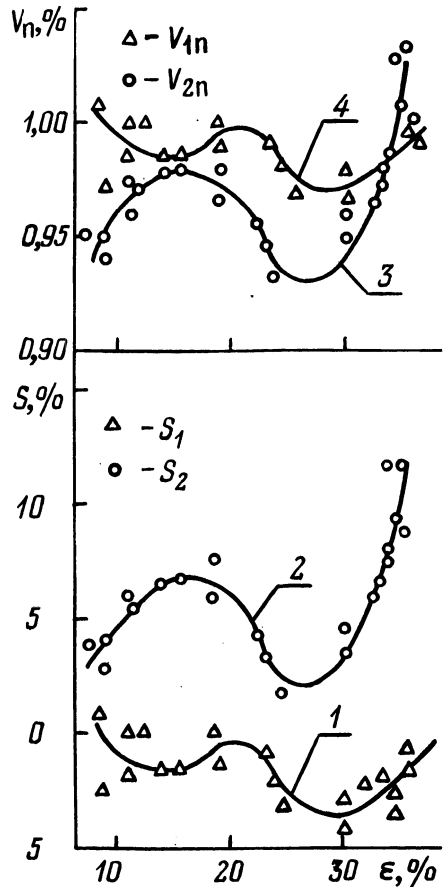


Рис. 2. Изменение опережения  $S_1$ ,  $S_2$  и скоростей пластического течения  $V_{1п}$ ,  $V_{2п}$  при прокатке с рассогласованием скоростей валков  $V_1/V_2 = 1,09$ ;  $H_0 = 8$  мм:  
1, 4 - со стороны ведущего валка; 2, 3 - со стороны ведомого валка.

мало зависит от обжатия и изменяется в узких пределах  $-3 < S_1 < 0$ , а на ведомом валке опережение возрастает в интервалах обжатий  $\epsilon = 8-19\%$  и  $26-36\%$ , а в области  $\epsilon = 19-26\%$  уменьшается. В соответствии с этим скорость пластического течения полосы со стороны ведущего валка

практически постоянна и не зависит от величины обжатия, а со стороны ведомого сначала возрастает, затем падает в интервалах обжатий 19–26% и затем снова увеличивается с ростом обжатия.

Между соотношением скоростей пластического течения, с одной стороны, направлением и величиной изгиба – с другой, наблюдается хорошая корреляция. В интервале обжатий  $\epsilon = 8 - 33\%$  скорость  $V_{1п}$  на поверхности полосы со стороны ведущего вала больше скорости  $V_{2п}$  – со стороны ведомого (рис. 2), и полоса изгибается на ведомый валок (зона положительной кривизны) (рис. 3). По мере роста обжатия возрастают опережение и

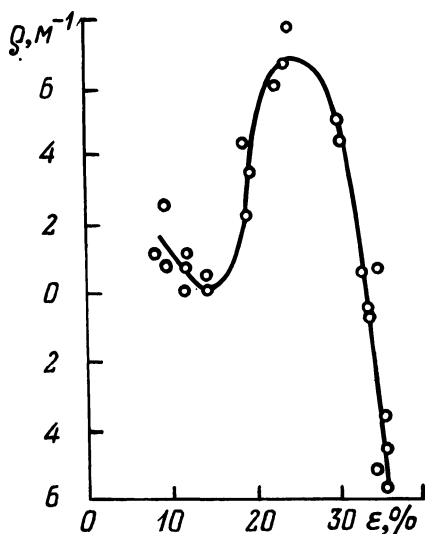


Рис. 3. Изменение кривизны полосы при прокатке с рассогласованием скоростей валков  $V_1/V_2 = 1,09$ ;  $H_0 = 8$  мм.

скорость пластического течения металла со стороны ведомого вала, а на ведущем они практически не меняются. Это приводит к выравниванию скоростей течения на поверхностях полосы, и в области 33% полоса выходит из валков без изгиба. При  $\epsilon > 33\%$  скорость  $V_{2п}$  оказывается больше скорости  $V_{1п}$ , полоса меняет направление изгиба и выходящий конец полосы загибается на ведущий валок (зона отрицательной кривизны). В точке  $\epsilon = 14\%$  скорости пластического течения оказываются равны и полоса практически не имеет кривизны (рис. 3).

Полученные результаты могут быть использованы для анали-

за причин и управления изгибом при несимметричной прокатке однородных и биметаллических полос.

### Л и т е р а т у р а

1. Чекмарев А.П., Нефедов А.А. Прокатка на валках неравного диаметра. – В кн.: Обработка металлов давлением. М.: Metallurgizdat, 1956, вып. 4, с. 3–15.
2. Нефедов А.А. К вопросу об изгибе выходящего конца полосы при прокатке на валках разного диаметра. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1964, № 8, с. 72–75.
3. Сеницын В.Г. Получение прямолинейных биметаллических полос при прокатке на стане с валками

разного диаметра. - ЦИИН ЧМ, 1958, бюлл. № 5 (337), с. 32-35. 4. Синицын В.Г., Громов Н.П. Исследование изгиба однородных полос металла при различных случаях несимметричной прокатки. - ЦИИН ЧМ, 1957, бюлл. № 2 (322), с. 53-57. 5. Николаев В.А., Волков И.А., Пилипенко С.С. Опережение и изгиб переднего конца полосы при несимметричной прокатке. - Изв. вузов. Черная металлургия, 1981, № 1, с. 57-59. 6. Николаев В.А., Емченко В.И. Опережение при несимметричной прокатке. - Металлургия и коксохимия. - Киев, 1980, № 64, с. 49-52.

УДК 621.96

Д.И.Дмитрович, инженер, Т.В.Калиновская, канд. техн. наук, А.С.Масаковская, канд. техн. наук (ФТИ АН БССР)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ СРЕЗЕ СТРУЖКИ

Экспериментальное изучение напряженно-деформированного состояния в процессе среза стружки является базой для разработки аналитического подхода к изучению процесса резания и его более сложной разновидности - скальпирования (снятия стружки по всему периметру обрабатываемой заготовки) - сравнительно нового процесса, изученного в некоторой степени лишь в технологическом плане. Полученные экспериментальные данные по сравнению с расчетными позволяют также оценить корректность принятого подхода и заложенных в него допущений.

В настоящей работе методом Муара на модельных образцах из свинца, легированного теллуром, изучалось деформированное состояние при срезе стружки (плоская задача) на начальной и установившейся его стадиях, т. е. решалась первая часть поставленной задачи.

Исходная информация, полученная из картин Муара, обрабатывалась на ЭВМ по программе исследования этапных деформаций. В работе было обеспечено оптимальное сохранение исходной информации при ее математической обработке с учетом физических условий и особенностей исследуемого процесса.

Как показал эксперимент, для начальной стадии среза стружки на передней грани инструмента, в области, прилегающей к резу, развитие деформаций затруднено. Напряженно-деформированное состояние в этом случае может быть описано фрагмен-

том поля Прандтля для вдавливания пуансона. Это поле показано на рис. 1, а. В соответствии с этим полем при предельном трении усадка стружки

$$\psi = \frac{a_2}{a_1} = \sqrt{2}, \quad (1)$$

где  $a_2$  и  $a_1$  – толщина сбегающего и набегающего слоев.

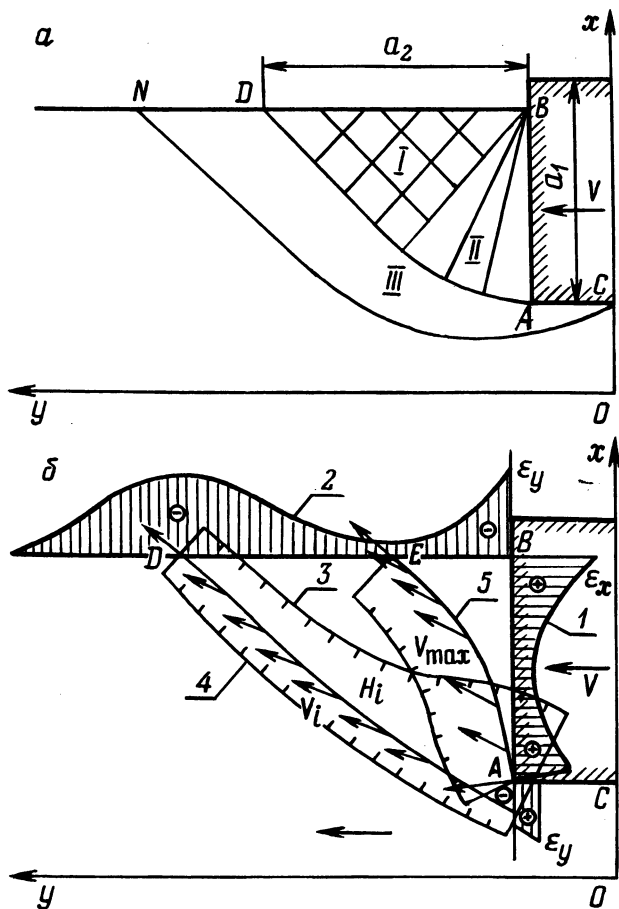


Рис. 1. Поле линий скольжения (а) и эпюры деформаций и скоростей на начальной стадии среза стружки (б).

По данным эксперимента, проведенного для начальной стадии стружкообразования, можно судить о величине усадки стружки. Наиболее интенсивное выпучивание свободной поверхности происходит вблизи точки  $E$  (рис. 1, б), куда выходит траектория максимальных скоростей движения частиц  $AE$ , и затухает к точ-

ке D. Происходит как бы сдвиг по линии AD (траектория максимальных интенсивностей сдвиговых деформаций) и вытеснение области, заключенной между AD и контактной поверхностью инструмента, вдоль этой поверхности перпендикулярно направлению его перемещения. Таким образом, из эксперимента усадка стружки  $\frac{a_2}{a_1} = \frac{BD}{AB} \approx 1,42$ , что хорошо согласуется с (1).

На приведенном поле линий скольжения (рис. 1, а) можно видеть две характерные области: область I, в которой напряженное состояние близко к однородному; область неоднородного напряженного состояния II, определенную условиями трения на контакте. Граница теоретического поля линий скольжения совпадает с линией AD. Как показал эксперимент, вдоль границы

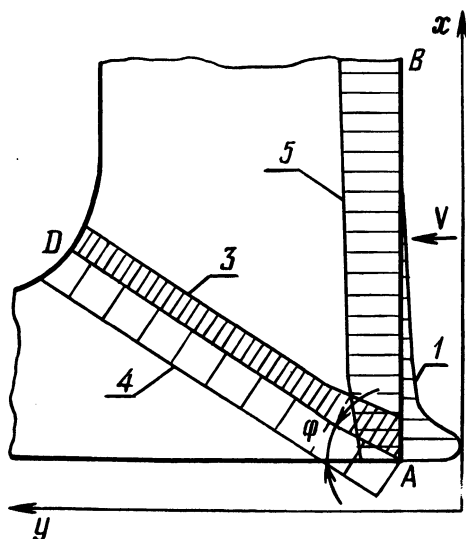


Рис. 2. Эпюры деформаций и скоростей на установившейся стадии среза стружки.

имеет место высокая интенсивность скоростей деформаций сдвига, однако разрыв скорости, предсказываемой теорией пластичности, в действительности не реализуется. Область III является областью затухания деформаций. Линия CN очерчивает границу области пластической деформации.

Учитывая, что угол сдвига  $\varphi$  (рис. 2) и усадка стружки  $\Psi$  связаны соотношением

$$\varphi = \text{arcctg } \Psi \geq \text{arcctg } \sqrt{2}, \quad (2)$$

Е.М.Макушом было получено выражение для угла сдвига в установившемся процессе резания в следующем виде:

$$\varphi = \varphi_0 - \Delta\varphi = \frac{\pi}{4} - \left(\frac{\pi}{4} - \text{arcctg } \sqrt{2}\right)\mu, \quad (3)$$

где  $\varphi_0$  - угол сдвига для случая отсутствия трения;  $\Delta\varphi$  - приращение угла за счет влияния сил трения;  $\mu$  - коэффициент пластического трения (в нашем случае  $\mu \approx 1$ ).

Вычисляя угол сдвига  $\varphi$  по формуле (3), получили его равным  $\approx 30^\circ$ , как и следует из эксперимента. Выявление границ

действительного очага деформации, отображаемого меридиональным полем линий скольжения, выходящим за пределы очага деформации жесткопластичного тела, позволяет в первом приближении оценить глубину наклепанного слоя, образующегося на поверхности заготовки после ее скальпирования. По данным эксперимента на свинце, глубина этого слоя равна примерно  $0,4a_1$ .

На рис. 1,б и рис. 2 показано распределение деформаций  $\epsilon_x$  и  $\epsilon_y$  на контактной и свободной поверхностях на начальной и установившейся стадиях стружкообразования соответственно.

Деформация  $\epsilon_y$  (эпюра 1) на контактной поверхности является деформацией растяжения. Эпюра распределения деформаций показывает, что материал на начальной стадии течет в двух направлениях к точкам А и В, на установившейся стадии – в одном направлении к точке А. Деформация  $\epsilon_y$  на свободной поверхности (рис. 1,б) является деформацией сжатия, эпюра 2 распределения деформации  $\epsilon_y$  показывает, что материал на свободной поверхности течет к центру очага деформации в направлении жесткой области, где происходит выпучивание свободной поверхности. Распределение деформаций на свободной и контактной поверхностях неравномерно, причем на свободной поверхности (рис. 1,б) деформация  $\epsilon_y$  вначале монотонно, а затем резко возрастает по направлению к контакту и к точке D пересечения свободной поверхности с плоскостью сдвига, на которой имеют место максимальные интенсивности скоростей деформаций сдвига. Это свидетельствует о том, что искривление свободной поверхности и бочкообразование наиболее интенсивно развиваются вблизи этих точек. Плоскостью максимальных интенсивностей деформаций сдвига аппроксимируем поверхность, проекция которой в плоскости чертежа совпадает с AD. Вдоль этой линии эпюрой 3 (рис. 1,б и рис. 2) показано распределение максимальных деформаций сдвига  $H_1$ , полученное из распределений  $H_1$  в сечениях  $y = \text{const}$ , эпюрой 4 – распределение полных скоростей движения частиц; направления скоростей показаны стрелками.

Максимальные скорости движения частиц на начальной стадии среза стружки имеют место на линии AE (рис. 1,б, эпюра 5), на установившейся стадии – на контактной поверхности AB (рис. 2, эпюра 5). Совпадение плоскости максимальных скоростей частиц с контактной поверхностью приводит к тому, что вдоль контактной поверхности происходит наибольший выброс материала и стружка начинает закручиваться.



М.К.Добровольская, канд.техн.наук  
(СКТБ АТП НПО "Ритм")

## АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ РАСКРОЯ ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА В САПР ХОЛОДНОШТАМПОВОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Одним из прогрессивных направлений совершенствования технологической подготовки производства является автоматизация конструкторско-технологического проектирования на базе применения математических методов моделирования процессов проектирования и современной вычислительной техники. Внедрение автоматизированных методов проектирования позволяет сократить сроки технической подготовки производства, повысить качество проектных работ и долю творческого труда конструктора и технолога за счет освобождения их от выполнения часто повторяемых типовых процедур проектирования и трудоемких расчетов.

В Министерстве тракторного и сельскохозяйственного машиностроения в настоящее время разрабатывается система автоматизации проектных работ (САПР) холодноштамповочного производства, которая предусматривает частичную или полную автоматизацию всех основных этапов технологического проектирования соответствующего вида производства: отработку штампуемых деталей на технологичность, проектирование схем и технологии раскроя листового материала, технологии штамповки, конструирование штампов и проектирование технологии их изготовления, включая подготовку программ для обработки деталей штампов на станках с ЧПУ. САПР холодноштамповочного производства состоит из ряда подсистем, каждая из которых обеспечивает автоматизацию проектирования на одном из этапов технологической подготовки производства.

Автоматизация раскроя листового материала обеспечивается подсистемой РАСКРОЙ, которая состоит из следующих компонентов:

- автоматизированное проектирование раскроя полосы (ленты) при штамповке (компонент УКЛАДКА);
- автоматизированное проектирование схем и технологии раскроя листа на заготовки (компонент РАСКРОЙ ЛИСТА);
- автоматизированное проектирование схем и технологии раскроя рулонного материала на заготовки (компонент РАСКРОЙ РУЛОНА).

Структура компонентов и применяемые методы организации автоматизированного проектирования позволяют автономно ис-

пользовать компоненты для автоматизации решения отдельных задач проектирования и обеспечивают возможность совместного функционирования компонентов в подсистеме РАСКРОЙ.

Компонент УКЛАДКА включает решение на ЭВМ следующих задач технологического проектирования:

- определение параметров раскроя полосы (ленты) при штамповке (шаг подачи, ширина полосы, количество деталей из заготовки, ориентация детали в полосе и т. п.);

- раскрой листа на полосы одинаковой ширины с определением нормативных показателей раскроя материала (норма расхода материала на деталь, коэффициент раскроя, коэффициент использования материала, размеры остатков);

- определение технологических параметров заготовительной операции (расчет усилия резки, выбор оборудования, упоров, мерительного инструмента и т. п.);

- формирование карты технологического процесса раскроя и отрезки заготовок на деталь;

- определение технологических параметров разделительной операции штамповки (расчет центра давления штампа, определение усилия вырубки, габаритов штампа, выбор оборудования и т. п.);

- формирование операционной карты холодной штамповки и карт эскизов укладки деталей в полосе и раскроя листа на полосы.

Исходными данными для проектирования служат описание геометрии детали, представленное в цифровом виде, и общие сведения о детали. В процессе автоматизированного проектирования по исходному описанию геометрии детали формируется таблица координатных параметров детали, которая содержит упорядоченное множество значений координат центров дуг окружностей контура и граничных точек отрезков контура детали в заданной системе координат. При определении параметров раскроя полосы (ленты) при штамповке контур детали последовательно поворачивается в полосе на небольшой угол. Сдвигом контура вдоль оси  $x$ -ов строится второй по шагу контур детали, сдвигом вдоль оси  $y$ -ов - контур очередного ряда штамповки\*. По результатам построений определяются текущие значения ширины

---

\* При разработке программ укладки деталей в полосе использованы методика и программы, разработанные в Научно-исследовательском институте прикладной математики и кибернетики Горьковского государственного университета.

полосы, шага штамповки, расстояния между рядами и вычисляются нормативные показатели раскроя. В результате перебора возможных вариантов размещения детали в полосе запоминаются шесть лучших вариантов укладки детали, обеспечивающие меньшую норму расхода материала на деталь. Компонент УК-ЛАДКА позволяет производить промежуточный контроль технологическими результатами автоматизированного проектирования. На этой стадии технолог может дать указание ЭВМ продолжать процесс проектирования для укладки, обеспечивающей минимальную норму расхода материала, либо указать другую схему укладки (из числа лучших), которая, по его мнению, более технологична. Проектирование технологии заготовительной и разделительной операций штамповки ведется для указанной схемы укладки детали в полосе.

Результаты проектирования выводятся на алфавитно-цифровое печатающее устройство (АЦПУ) и на графопостроитель. На АЦПУ печатается табуляграмма параметров раскроя, в которую сводятся все основные характеристики раскроя (ширина и длина полосы, шаг штамповки, норма расхода на деталь, коэффициент использования материала и т. п.), карта технологического процесса раскроя и отрезки заготовок на деталь, операционная карта холодной штамповки. На графопостроителе вычерчиваются схемы раскроя полосы при штамповке и раскроя листа на полосы.

Компонент РАСКРОЙ ЛИСТА обеспечивает автоматизированное проектирование раскроя листа на полосы одинаковой ширины для штамповки одной детали и комбинированного раскроя на прямоугольные заготовки для штамповки заданного набора деталей с использованием отходов. В первом случае исходными данными для проектирования служат параметры листа (длина, ширина, толщина, масса) и параметры раскроя полосы при штамповке (ширина полосы, шаг штамповки). Во втором – параметры листа, параметры раскроя полосы для последовательной штамповки деталей или размеры прямоугольных карт для штучных заготовок. При решении задачи на ЭВМ рассматриваются различные варианты комбинированного раскроя листа с применением метода линейного программирования для решения задачи оптимального раскроя материала. Из множества возможных вариантов выбирается тот, который обеспечивает наилучший коэффициент использования материала. Результаты проектирования выводятся на АЦПУ в виде комплекта карт технологического процесса раскроя и отрезки заготовок на деталь.

Компонент РАСКРОЙ РУЛОНА решает следующие задачи: формирование комплектов одновременно раскраиваемых деталей

из группы деталей одной марко-толщины материала; выбор наилучшего варианта раскроя; проектирование вариантов схемы раскроя рулонной стали на заготовки с расчетом нормативных показателей раскроя; формирование карт технологического процесса резки рулона на заготовки для наилучшего варианта раскроя.

Исходными данными для автоматизированного проектирования служат следующие данные о каждой детали группы: обозначение детали, площадь детали, шаг штамповки, ширина заготовки, рядность, количество деталей на изделие. В группу объединяются детали одного изделия одинаковой марко-толщины материала.

Автоматизированное проектирование начинается с формирования комплектов одновременно раскраиваемых заготовок, объединенных общей схемой раскроя рулонной стали, и определения допустимых вариантов раскроя рулона для каждого комплекта. В зависимости от количества деталей в группе комплекты одновременно раскраиваемых деталей формируются либо перебором всех возможных сочетаний заготовок (для групп, объединяющих до 11 деталей), либо путем направленного перебора сочетаний заготовок, который обеспечивает выборочное формирование комплектов.

В качестве наилучшего выбирается вариант раскроя, обеспечивающий минимальное значение коэффициента раскроя.

Автоматизированное проектирование технологии резки рулонной стали на заготовки базируется на типовом технологическом процессе соответствующей операции. В программе доработки типового технологического процесса резки используются результаты расчета нормативных показателей раскроя материала, вычисляется усилие резки рулона на заготовки, производится выбор оборудования для резки рулона.

Результаты автоматизированного проектирования схемы и технологии раскроя рулонной стали оформляются в виде комплекта документов, которые печатаются на АЦПУ. Комплект включает следующие документы: "Ведомость деталей к типовому технологическому процессу холодной штамповки"; "Карта эскизов".

В карте эскизов печатаются схема расположения лент в рулоне и таблица, в которой указывается: обозначение детали; номер ее на эскизе; масса детали; количество деталей на изделие; ширина заготовки (ленты); масса заготовки; количество деталей из заготовки; норма расхода на деталь; коэффициент использования материала; коэффициент раскроя рулонной стали.

В настоящее время описанные компоненты подсистемы РАС-КРОЙ автономно внедрены на ряде предприятий Министерства тракторного и сельскохозяйственного машиностроения. Эффек-

тивность внедрения для одного предприятия составляет в среднем 15–20 тыс. руб. Дальнейшее развитие работ по автоматизации проектирования раскроя листового материала ведется как в направлении совершенствования автоматизированного проектирования, так и в направлении комплексного объединения компонентов в подсистему РАСКРОЙ, что позволит значительно повысить эффективность внедрения этих работ на предприятиях отрасли.

УДК 621.983:621.787

И.Г.Добровольский, канд.техн.наук  
(БПИ), В.С.Шляховой, инженер  
(НИИтехноприбор, г. Смоленск)

### МЕТОД ИСПЫТАНИЯ СИЛЬФОННЫХ ТРУБОК-ЗАГОТОВОК

Сильфоны в настоящее время находят широкое применение в узлах и приборах точной механики. Материал исходных сильфонных трубок-заготовок должен удовлетворять ряду требований, которые обусловлены технологическими и эксплуатационными факторами. С целью получения информативной оценки механических свойств материала, характеризующих его способность к упрочнению и предельные пластические свойства, проводятся испытания сильфонных трубок-заготовок. Поскольку механические свойства материала, оцененные в ходе испытания образцов в условиях нагружения, отличающихся от реальных, не учитывают полностью процессов, происходящих в металле при его деформировании [1], постольку используемый метод испытаний должен по возможности соответствовать условиям деформирования, имеющим место при изготовлении сильфонов.

Напряженное состояние в стенке трубки-заготовки при формообразовании сильфонов является плоским, причем одна из компонент напряжения, действующая в окружном направлении, всегда растягивающая и по своей величине является преобладающей [2]. Вторая компонента напряжений, действующая в осевом направлении трубки-заготовки, может быть как растягивающей, так и сжимающей в зависимости от соотношения внутреннего давления жидкости и осевой сжимающей силы. Соотношение нагрузок на различных стадиях формообразования сильфона может изменяться в достаточно широких интервалах. Тем не менее существует общая особенность напряженно-деформированного состояния, заключающаяся в том, что основная активная де-

формация происходит в окружном направлении трубки-заготовки под действием внутреннего гидростатического давления.

Методы механических испытаний труб, внесенные в ГОСТ [3], не предусматривают возможности определения механических свойств материала в условиях нагружения, близких к рассмотренным. Из известных методов, наиболее полно отвечающих условиям нагружения трубки-заготовки при формообразовании силфона, следует отметить метод испытания трубных заготовок внутренним гидростатическим давлением [4, 5], который может быть успешно использован для построения диаграмм упрочнения и оценки технологической пластичности металла [5].

Настоящий метод испытания позволяет осуществлять любые соотношения между осевыми и окружными растягивающими напряжениями. Получение диаграммы растяжения материала трубок-заготовок, испытываемых в общем случае в условиях двухосного напряженного состояния, сводится к получению зависимости между интенсивностью напряжений  $\sigma_i$  и интенсивностью деформаций  $\epsilon_i$ , которые определяются из известных выражений:

$$\sigma_i = \sqrt{\sigma_\theta^2 - \sigma_\theta \sigma_1 + \sigma_1^2}; \quad (1)$$

$$\epsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_\theta - \epsilon_1)^2 + (\epsilon_1 - \epsilon_s)^2 + (\epsilon_s - \epsilon_\theta)^2}, \quad (2)$$

где  $\sigma_\theta, \sigma_1$  - главные компоненты напряжения в окружном и продольном направлениях соответственно;  $\epsilon_\theta, \epsilon_1, \epsilon_s$  - главные компоненты деформации в окружном, продольном и по толщине стенки (утолщение) направлениях соответственно.

Между главными напряжениями, давлением  $P$  и осевой сжимающей силой  $N$  существуют зависимости [4]:

$$\sigma_1 = \sigma_\theta = Pd/2s; \quad (3)$$

$$\sigma_2 = \sigma_3 = (Pd/4s) - (N/\pi ds); \quad (4)$$

$$\sigma_3 = \sigma_s^1 \approx 0, \quad (5)$$

где  $d$  и  $s$  - соответственно диаметр и толщина стенки трубки-заготовки.

Главные компоненты деформации определяются как:

$$\epsilon_1 = \epsilon_\theta = \ln(\Delta b_k/\Delta b_0); \quad \epsilon_2 = \epsilon_3 = \epsilon_s = \ln(\Delta l_k/\Delta l_0); \quad \epsilon_3 = \epsilon_s = \ln(s_k/s_0), \quad (6)$$

где  $\Delta b_0, \Delta l_0, s_0$  и  $\Delta b_k, \Delta l_k, s_k$  - соответствующие линейные размеры элемента до и после деформации.

Варьирование осевой силой  $N$  позволяет получить требуемое соотношение компонент напряжений  $m = \sigma_1/\sigma_\theta$ .

Практический интерес при испытании силфонных трубок-заготовок представляет изменение  $m$  в интервале  $0 \leq m \leq 0,5$ ,

что соответствует изменению осевой сжимающей силы в диапазоне

$$(P \pi d^2 / 4) \geq N \geq 0. \quad (7)$$

Выражение (7) охватывает практически все возможные значения осевой силы при формообразовании сильфона.

Задаваясь значениями  $m$ , нетрудно получить соотношения между главными компонентами деформации [4]. Так, в случае плоской деформации при  $m = 0,5$  будем иметь:

$$\epsilon_1 / \epsilon_\theta = 0; \quad \epsilon_s / \epsilon_\theta = -1. \quad (8)$$

В случае одноосного растяжения в окружном направлении ( $m = 0$ ):

$$\epsilon_1 / \epsilon_\theta = -0,5; \quad \epsilon_s / \epsilon_\theta = -0,5. \quad (9)$$

На практике соотношения (9) не соответствуют экспериментально определенным с использованием выражений (6). Более близкими получаются соотношения (8), хотя в испытываемой трубке создается одноосное растяжение в окружном направлении. Это связано с тем, что в образцах, у которых толщина существенно меньше ширины [6], происходит деформация монотонного сдвига, т. е. плоская деформация в направлении действия растягивающей силы, укорочение в направлении толщины образца. Ширина образца (в нашем случае длина трубки) при этом не меняется из-за сдерживания деформации в данном направлении. Изменение соотношения компонент напряжения в указанном интервале  $m$  сохраняет практически постоянными соотношения компонент деформации (8), которые имеют место при плоском деформировании широких образцов.

Это обстоятельство необходимо учитывать при выборе схемы испытаний сильфонных трубок-заготовок. Поскольку при всех значениях осевой сжимающей силы в рассматриваемом интервале (7) имеет место плоское деформирование с практически неизменным соотношением компонент деформации, то наиболее рациональным будет нагружение, которое технически реализуется наиболее просто. Это требование выполняется при отсутствии осевой сжимающей силы,  $N=0$ . Испытываемая трубка нагружается только внутренним давлением. Один из концов трубки остается свободным.

Интенсивность напряжения при этом выражается через окружную компоненту напряжения

$$\sigma_i = 0,87 \sigma_\theta, \quad (10)$$

а интенсивность деформации через соответствующую компоненту деформации

$$\epsilon_i = 1,15 \epsilon_\theta. \quad (11)$$

Соотношения (10), (11) являются однозначно определенными и постоянными в процессе всего деформирования.

Таблица 1. Сравнительные данные расчета и эксперимента

Материал	№ трубок, i	Средние значения размеров ячеек до деформации			Средние значения размеров ячеек после деформации			$\epsilon_{bi} = \ln \frac{b_{ik}}{b_{io}}$	$\epsilon_{li} = \ln \frac{l_{ik}}{l_{io}}$	$\epsilon_{si} = \ln \frac{s_{ik}}{s_{io}}$	$\frac{\epsilon_{li}}{\epsilon_{\theta i}}$	$\frac{\epsilon_{si}}{\epsilon_{\theta i}}$
		$b_{i0}$ , мм	$l_{i0}$ , мм	$s_{i0}$ , мм	$b_{ik}$ , мм	$l_{ik}$ , мм	$s_{ik}$ , мм					
36НХТЮ	1	6,2	4,0	0,158	8,10	4,0	0,121	0,267	0	-0,267	0	-1,000
	2	-	-	0,159	8,35	-	0,120	0,298	-	-0,281	-	-0,943
	3	-	-	0,159	8,15	-	0,120	0,273	-	-0,281	-	-1,029
	4	-	-	0,157	8,40	-	0,116	0,304	-	-0,304	-	-1,000
	5	-	-	0,159	8,25	-	0,119	0,286	-	-0,290	-	-1,014
БрБ2	1	6,2	4,0	0,162	8,65	4,0	0,117	0,333	0	-0,325	0	-0,976
	2	-	-	0,160	8,70	-	0,114	0,339	-	-0,339	-	-1,000
	3	-	-	0,161	8,65	-	0,116	0,333	-	-0,329	-	-0,988
	4	-	-	0,159	8,50	-	0,116	0,316	-	-0,315	-	-0,997
	5	-	-	0,161	8,80	-	0,114	0,350	-	-0,345	-	-0,986
12Х18Н10Т	1	6,2	4,0	0,155	8,55	4,0	0,114	0,321	0	-0,310	0	-0,956
	2	-	-	0,157	8,75	-	0,110	0,345	-	-0,356	-	-1,032
	3	-	-	0,154	8,60	-	0,110	0,327	-	-0,336	-	-1,028
	4	-	-	0,158	8,60	-	0,113	0,327	-	-0,335	-	-1,024
	5	-	-	0,155	8,70	-	0,112	0,339	-	-0,329	-	-0,971
Л80	1	6,2	4,0	0,157	8,80	4,0	0,108	0,350	0	-0,374	0	-1,069
	2	-	-	0,156	8,95	-	0,108	0,367	-	-0,367	-	-1,000
	3	-	-	0,159	8,90	-	0,112	0,362	-	-0,350	-	-0,967
	4	-	-	0,159	8,95	-	0,110	0,367	-	-0,368	-	-1,003
	5	-	-	0,158	8,80	-	0,110	0,350	-	-0,362	-	-1,034



Соотношения (8) получены при условии изотропности материала, т. е. постоянства модуля упрочнения по трем главным направлениям.

В работе [2] отмечается существенная анизотропия сильфонных трубок-заготовок из материала X18H10T. Наличие анизотропии материала должно изменить соотношения компонент деформации (8) при условии, если этот фактор будет оказывать большее воздействие на общую картину деформирования, чем рассмотренный выше и заключающийся в сдерживании деформации в направлении продольной оси трубки.

С целью проверки соотношения между компонентами деформации, которые получены теоретически, была проведена серия экспериментов. Испытывались сильфонные трубки-заготовки из материалов, применяемых для изготовления сильфонов по ГОСТ 21482-76: 36НХТЮ, БрБ2, 12Х18Н10Т и Л80, диаметром  $d = 20$  мм, толщиной стенки  $s = 0,16$  мм, в количестве 5 шт. каждого материала. Для определения величин деформации был использован метод сеток. На трубках-заготовках, в их средней части, была нанесена сетка  $6,2 \times 4,0$  мм, по изменениям размеров ячеек которой, а также толщины стенки в процессе деформирования определялись компоненты деформации соответствующих участков. Замеры выполнялись на микроскопе МБС-1 и толщиномере 4СМ2.679.002. Испытания проводились на сильфонном формовочном станке С-2 с применением специального герметизирующего зажима со стороны свободного конца трубки-заготовки. Второй конец трубки герметизировался зажимом станка, через который подавалась рабочая жидкость в полость трубки.

Анализ результатов эксперимента (табл. 1) показывает, что соотношения компонент деформации при плоском напряженном состоянии ( $m = 0,5$ ) в пределах точности измерения соответствуют полученным теоретически в предположении изотропности материала. Возможная анизотропия не изменяет указанные соотношения компонент деформации, поскольку эффект сдерживания деформации по длине трубки-заготовки преобладает над эффектом, являющимся следствием анизотропии материала. Материал ведет себя при рассматриваемой схеме нагружения как изотропный, по существу таковым не являясь. Это позволяет при определении интенсивностей напряжения и деформации использовать выражения (10) и (11). Таким образом, наиболее полно соответствует условиям, которые имеют место при формообразовании сильфона, метод гидрораздачи. Причем наиболее рациональной является схема нагружения только внутренним гидростатическим давлением при отсутствии осевой сжимающей силы.

## Л и т е р а т у р а

1. Кроха В.А. Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. - М.: Машиностроение, 1968. - 131 с.
2. Щеглов Б.А., Гловацкий Е.Д., Голованов В.М. Механические свойства тонких листов и труб из стали X18H10T в условиях одноосного и двухосного растяжений. - В сб.: Исследование процессов пластического течения металлов. М.: Наука, 1971, с. 76-84.
3. Государственные стандарты СССР. Трубы металлические и соединительные части к ним. - М.: Стандартгиз, 1978.
4. Расчеты на прочность в машиностроении / С.Д.Пономарев, В.Л.Бидерман, К.К.Лихарев и др. - М.: Машгиз, 1956, т. 1. - 881 с.
5. Шофман Л.А. Теория и расчеты процессов холодной штамповки. - М.: Машиностроение, 1964. - 375 с.
6. Смирнов-Аляев Г.А. Сопrotивление материалов пластическому деформированию. - Л.: Машиностроение, 1978. - 368 с.

УДК 621.983:621.787

И.Г.Добровольский, канд.техн.наук (БПИ),  
И.С.Сергеев, инженер, В.С.Шляховой,  
инженер (НИИтехноприбор, г. Смоленск)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА, ПРИМЕНЯЕМОГО ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СИЛЬФОННЫХ ТРУБОК-ЗАГОТОВОК

Для изготовления сильфона заданной конфигурации материал трубки-заготовки должен обладать определенной пластичностью, которая обеспечивает формование сильфона без разрушения. Пластичность материала, определяемая в результате механических испытаний сильфонных трубок-заготовок внутренним гидростатическим давлением [1], является важнейшей технологической характеристикой трубок-заготовок и во многом предопределяется пластичностью исходного металла. При существующей технологии исходным материалом в большинстве случаев являются полосы и ленты толщиной от 0,3 до 2,0 мм в состоянии заводской поставки.

Для получения трубок-заготовок с регламентированной пластичностью исходный листовый материал должен обладать определенными свойствами, которые оцениваются в результате механических испытаний. Между результатами испытаний листово-

го материала и сильфонной трубки-заготовки должна быть установлена возможная корреляционная связь, что позволит выработать количественные критерии пригодности исходного материала для изготовления сильфонных трубок-заготовок.

Поставка листового материала, применяемого для изготовления сильфонов, производится в соответствии с требованиями, внесенными в Государственный стандарт СССР. Действующие стандарты предусматривают определение механических свойств в результате испытаний на растяжение по ГОСТ 11701-66 на коротких образцах и по ГОСТ 1497-73 на длинных образцах, а также на вытяжку сферической лунки по ГОСТ 10510-80. Из названных видов испытаний более предпочтительным следует считать метод испытания на вытяжку сферической лунки (испытание по Эриксену), поскольку испытание сильфонных трубок-заготовок и оценка технологической пластичности их материала производится в условиях двухосного растяжения, что тождественно схеме напряженного состояния при вытяжке сферической лунки. В работе [2] указывается, что испытание на двухосное растяжение является наиболее приемлемым способом построения диаграмм упрочнения для заготовок из листового металла и для тонкостенных трубных заготовок. Кроме того, испытание по Эриксену достаточно просто при реализации.

Целью испытания исходного листового материала, применяемого для изготовления сильфонов, является количественное определение его пластичности с последующим заключением о возможности получения из него трубок-заготовок с заданной пластичностью.

В.А.Кроха [3] приводит данные обобщения серии исследований по испытанию десяти сортов спокойной и кипящей стали, выполненных на заводах и в институтах Франции международной исследовательской группой по вопросам глубокой вытяжки (International Deep Drawing Research Gruppe - IDDRG), в результате которых установлено, что между штампуемостью, определяемой испытанием по Эриксену, и показателем деформационного упрочнения существует корреляционная зависимость (рис. 1). Показатель деформационного упрочнения  $n$ , используемый при степенной аппроксимации кривых упрочнения

$$\sigma_s = m \epsilon^n, \quad (1)$$

характеризует способность металлов к упрочнению в процессе пластической деформации [3]. Его величина при растяжении имеет функциональную связь с относительным сужением после разрыва  $\Psi$  и численно равна максимальному равномерному удлинению  $\epsilon_p$ .

Естественно предположить, что должна существовать корреляционная связь между глубиной выдавленной лунки  $IE$  и относительным удлинением материала трубки-заготовки  $\delta$ , количественно характеризующим его технологическую пластичность и определяемым по результатам испытания последних внутренним гидростатическим давлением. Для установления искомой связи были проведены испытания сильфонных трубок-заготовок  $d = 20$  мм из материалов, используемых для изготовления измерительных сильфонов по ГОСТ 21482-76: 12X18H10T, Л80, БрБ2 и 36НХТЮ, прошедших различную термообработку, что обеспечило различие их исходных пластических свойств.

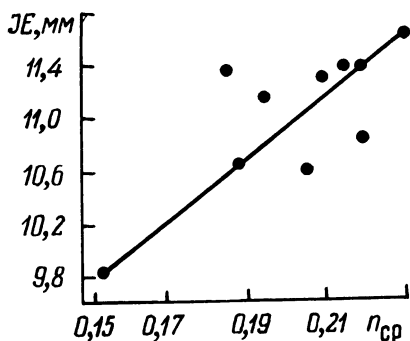


Рис. 1. Зависимость между средним показателем деформационного упрочнения по трем направлениям относительно направления прокатки  $\eta_{ср}$  и глубиной вытянутой лунки  $IE$  при испытании по Эриксену.

Одна половина по длине исходной трубки-заготовки испытывалась внутренним гидростатическим давлением. Из второй половины были изготовлены плоские образцы путем разреза вдоль образующей трубки-заготовки и выпрямления ее в плоское состояние. Плоские образцы испытывались по методу Эриксена (по ГОСТ 10510-80) на установке МТЛ-10Г. Проводились также испытания сварных трубок-заготовок с предварительным испытанием исходной ленты.

Испытания двух типов образцов дали тождественные результаты, которые приведены на рис. 2.

Представленная зависимость выражается эмпирической формулой

$$IE = 5,5 + 0,125 \delta, \quad (2)$$

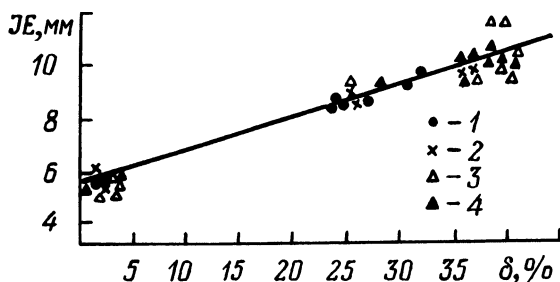
где  $IE$  - глубина вытянутой лунки, мм;  $\delta$  - относительное удлинение материала сильфонных трубок-заготовок при испытании внутренним гидростатическим давлением, %.

Непосредственное сопоставление результатов, приведенных на рис. 1 и 2, затруднено, поскольку в качестве количественной меры пластичности материала по оси абсцисс отложены различные показатели. Тем не менее можно считать, что полученные

результаты (рис. 2) тождественны приведенным на рис. 1 по следующим признакам: зависимость между пластичностью материала и глубиной вытянутой лунки линейная в обоих случаях; значения глубины вытянутой лунки материала с низкой пластичностью (например, нагартованный материал) практически совпадают в трех рассматриваемых случаях.

Необходимо отметить, что полученная эмпирическая зависимость (2) относится к случаю, когда материал сильфонной трубки-заготовки и листовой материал находятся в одинаковых условиях, т. е. поставка материала, толщина стенки и предшествующий вид термомеханической обработки одинаковы. В процес-

Рис. 2. Зависимость между пластичностью материала сильфонных трубок-заготовок  $\delta$  и глубиной вытянутой лунки  $IE$  при испытании листового материала по Эриксену:  
1 - 36НХТЮ; 2 - 12Х18Н10Т;  
3 - БрБ2; 4 - Л80.



се изготовления сильфонной трубки-заготовки из исходного материала последние два условия не соблюдаются. Зависимость (2) в этом случае должна быть уточнена коэффициентами, учитывающими изменение пластичности материала в процессе изготовления трубок-заготовок.

#### Л и т е р а т у р а

1. Добровольский И.Г., Шляховой В.С. Метод испытания сильфонных трубок-заготовок. - Настоящий сборник, с.85 - 90.
2. Шофман Л.А. Теория и расчеты процессов холодной штамповки. - М.: Машиностроение, 1964. - 375 с.
3. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации. Справочник. - М.: Машиностроение, 1980. - 157 с.

И.Н.Мехед, канд.техн.наук, П.С.Овчинников, канд. техн. наук (БПИ), В.И.Маркович, инженер (СКТБ АП, г. Гомель), Е.В.Булах, студент (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ СМАЗОК ПРИ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЯХ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ

Применение смазочно-охлаждающих жидкостей является резервом повышения стойкости инструмента при выполнении разделительных операций.

Отделение заготовки при разделительных операциях состоит в ее смещении относительно остальной части в направлении, перпендикулярном к плоскости заготовки. Из-за зазоров между режущими кромками инструмента происходит изгиб заготовки, величина которого ограничивается противодействием боковой поверхности пуансона и матрицы. В этих местах происходит смятие заготовки и скольжение ее относительно поверхности инструмента, о чем свидетельствует наличие блестящего пояска на вырубленной заготовке. В слое металла, контактирующего с боковой поверхностью пуансона, в осевом направлении действуют касательные напряжения, в радиальном – сжимающие.

Высокие удельные давления, достигающие предела текучести, в условиях такого напряженного состояния способствуют выходу на поверхность свежих слоев металла; слой смазки при этом утоняется и выдавливаются из контактной зоны. Вследствие этого на контактной поверхности имеет место граничное трение, при котором изменяются физико-химические свойства смазки и контактирующих слоев металла.

В условиях граничного трения износ инструмента зависит от многих факторов: материала трущихся тел и характера смазки, режима трения (температуры, скорости, контактного давления) и т. д. Отсюда требования к смазкам для разделительных операций листовой штамповки: высокая разделительная способность и полярность для предотвращения адгезии, высокая смачивающая способность для лучшего проникновения в зону разделения; они должны хорошо отводить тепло из зоны разделения, легко наноситься на заготовку и удаляться с нее, не быть токсичными [1].

Надежное определение действительной эффективности той или иной смазки для разделительных операций в силу многофакторности процесса возможно только экспериментально. Для таких исследований в настоящее время нет единой методики и устрой-

ства. Изучение износостойкости инструментальных сталей производится на однопуансонных вырубных штампах, что связано с большим расходом материала и длительностью во времени. В других случаях используют имитационный способ — истирание образца о вращающийся диск, что не соответствует условиям разделительных операций [2].

Нами предложен метод ускоренных лабораторных испытаний, более отвечающий условиям реального процесса вырубки, и разработано приспособление для его реализации. Установка (рис. 1) состоит из плиты 2 со стойками 3. В прорезях стоек на осях

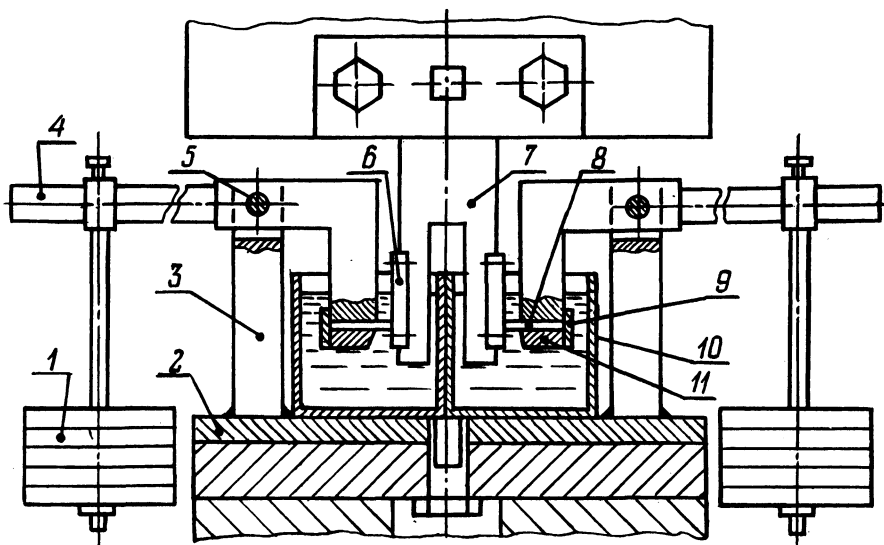


Рис. 1. Установка для испытания эффективности смазок и смазочно-охлаждающих жидкостей.

5 подвешены рычаги 4 для крепления на них грузов 1. С помощью пластинок 9 и 11 к рычагам крепятся сухари 8, имитирующие обрабатываемый материал. Сухари прижимаются к каленым пластинам 6, имитирующим инструмент. Пластины крепятся к пуансону 7, совершающему возвратно-поступательное движение. Исследуемые смазочно-охлаждающие жидкости залиты в сосуды 10 таким образом, чтобы сухари 8 в процессе испытаний оставались в жидкости. Изменяя вес грузов и плечо приложения нагрузки, можно увеличивать давление прижатия сухарей вплоть до предела текучести. Представляется возможным изменять путь трения за счет величины хода ползуна и число ходов для обеспечения требуемой скорости скольжения. Установка позволяет определять эффективность сразу двух смазок.

Разработанное устройство обеспечивает действие знакопеременных касательных напряжений в контактирующих слоях пуансона и заготовки, восстановление смазочной пленки при каждом ходе, требуемый путь скольжения. Погружением зоны трения в жидкость обеспечивается хороший отвод тепла и полная идентичность условий эксперимента для всех образцов. В реальных процессах отделения заготовки охлаждение инструмента обеспечивается контактом со свежими участками заготовки при каждом ходе. В силу изложенного можно принять, что условия трения реальных процессов разделительных операций достаточно близко воспроизводятся в разработанном авторами устройстве и результаты испытаний позволяют оценить эффективность смазок в отношении уменьшения износа инструмента истиранием.

В начале испытания образцы притираются некоторое время при уменьшенной нагрузке для обеспечения полной площади контакта сухарей с пластинами. Время приработки, удельное давление и продолжительность испытаний определяли для каждой пары исследуемых материалов экспериментально и затем выдерживали одинаковым для всей партии исследуемых смазок. Продолжительность испытания зависела от материала фрикционной пары и составляла 10–30 мин.

Были проведены сравнительные испытания новых эмульсионных смазочно-охлаждающих жидкостей, содержащих отходы переработки пищевых жиров и активизирующие присадки, разработанные Гомельским СКТБ АП, и смазок Укринол 5/5 и ХС 147 на основе минеральных масел.

В результате испытаний были определены эффективные, но более дешевые заменители минеральных смазок для вырубki заготовок из стали 45 и 12Х18М10Т. Установлено, что для различных по составу фрикционных пар требуются различные составы смазок.

#### Л и т е р а т у р а

1. Новая технологическая смазка для процессов вырубki-пробивки / И.Л.Бровин, Л.Г.Латышева, Ю.И.Зазулинский и др. – Кузнечно-штамповочное производство, 1979, № 3, с. 1.
2. Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.



В.С.Пашенко, канд. техн. наук,  
В.И.Любимов, канд.техн.наук (БПИ)

## АНАЛИЗ МЕХАНИКИ РАЗДЕЛЕНИЯ ТОНКОЛИСТОВЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫРУБКЕ С ПРОДОЛЬНЫМИ УЛЬТРАЗВУКОВЫМИ КОЛЕБАНИЯМИ ПУАНСОНА

При разделении листовых металлов малой толщины ( $s < 0,5$  мм) и фольги основным показателем, определяющим качество деталей и их пригодность для дальнейшего технологического или эксплуатационного использования, является высота заусенца. В работах [1, 2] показано, что высота заусенца снижается с уменьшением пластичности материала. Идеальным в этой связи представляется такой процесс, при котором разделение осуществляется без заметной пластической деформации, т. е. происходит в результате хрупкого разрушения. Полностью избежать пластической деформации, предшествующей разрушению при срезе, в большинстве случаев не удастся, даже прибегая к специальным приемам, позволяющим снизить пластичность материалов, таким, как упрочнение термической обработкой или наклепом, повышение скорости и понижение температуры деформации.

Разрушение, подобное хрупкому, т. е. без заметных остаточных деформаций, происходит в определенных условиях при циклическом нагружении материала. Усталостное разрушение по контуру среза при вырубке может быть достигнуто при многократном нагружении заготовки пуансоном.

Предпосылкой применения ультразвукового диапазона частот нагружения является возможность сокращения длительности процесса, а также осуществления ударного воздействия на заготовку. Как известно [3, 4], при ударно-циклическом характере нагружения долговечность образцов существенно снижается по сравнению с плавно изменяющейся циклической нагрузкой.

Рассмотрим механизм вибрационной вырубке с тем, чтобы установить основные факторы, определяющие протекание процесса, и пределы эффективного ее использования.

При обычной вырубке скорость деформирования равна скорости закрытия штампа  $V_{\text{ш}}$ . При вырубке с продольными колебаниями пуансона скорость перемещения торца пуансона равна сумме двух векторов скорости: постоянного вектора скорости закрытия штампа  $\bar{V}_{\text{ш}}$  и переменного вектора колебательной скорости торца пуансона  $\bar{V}_{\text{к}}$ . В этом случае перемещение торца пуансона описывается уравнением:

$$l_{\Pi} = V_{\text{ш}} \cdot t + A \sin \omega t, \quad (1)$$

где  $t$  – время;  $A$  – амплитуда колебательного смещения торца пуансона;  $\omega$  – круговая частота.

Изменение кинематики движения пуансона в результате наложения ультразвуковых колебаний приводит к тому, что процесс разделения происходит с разрывом контакта между пуансоном и заготовкой в каждый период колебаний, т. е. дискретно. При этом движение торца пуансона, обусловленное колебательной скоростью, является главным движением, а движение, обусловленное скоростью закрытия штампа, является движением подачи.

Взаимодействие колеблющегося пуансона с заготовкой происходит при больших скоростях и имеет динамический характер. Усилие деформирования периодически изменяется от максимума в момент взаимодействия пуансона с заготовкой до нуля при разрыве контакта между ними, т. е. изменяется по пульсирующему циклу.

В начальный момент после приложения ударного импульса все точки горизонтально расположенной заготовки, находящейся над матрицей, получают одинаковую вертикальную скорость. Однако перемещению краев заготовки препятствует матрица. Поэтому независимо от того, как деформируется заготовка (упруго или пластически), контакт пуансона с заготовкой будет иметь место до того мгновения, когда колебательное смещение торца пуансона достигнет амплитудного значения и вектор колебательной скорости  $\vec{V}_k$  не изменит свое направление на противоположное.

Механизм вибрационного деформирования зависит от упругих и пластических характеристик материала. Вначале рассмотрим случай вибрационной вырубки заготовки из материала, не обладающего упругостью и упрочнением (жестко-пластическое тело). Считаем, что колебательное смещение торца пуансона происходит по гармоническому закону, а амплитуда смещения постоянна и не зависит от сопротивления деформированию. Так как скорость образца вдоль режущей кромки матрицы изменяется скачком, то в этом сечении локализуется сдвиговая деформация. Таким образом в течение каждого периода колебаний происходит дробная пластическая деформация (сдвиг), по величине равная подаче пуансона на одно колебание

$$\epsilon_{\Pi} = \Delta s = \frac{V_{\text{ш}}}{f}, \quad (2)$$

где  $f$  – частота колебаний.

На рис. 1, а приведена схема, поясняющая описанный механизм деформирования. Заштрихованные зоны соответствуют об-

ласти пластической деформации (начало в точке  $a$ , окончание в точке  $b$ ). В точке  $b$  происходит разрыв контакта между пуансоном и образцом. Следующий элементарный акт пластической деформации начинается в точке  $c$  и завершается в точке  $d$  и т.д.

Хотя описанный механизм деформирования является идеализированным, тем не менее подобный характер деформации мо-

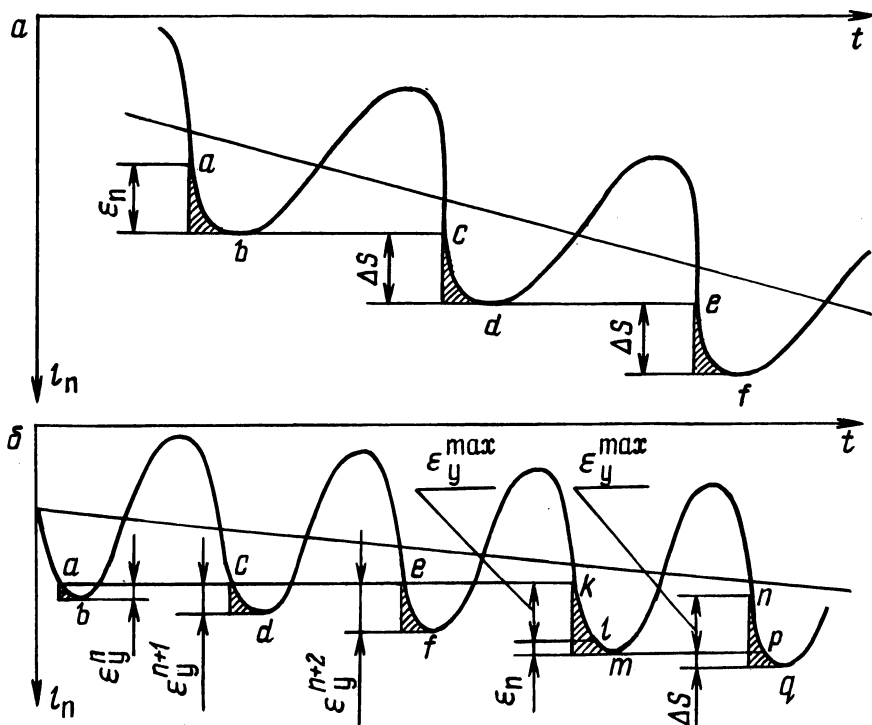


Рис. 1. Схема вибрационного деформирования жестко-пластического (а) и упруго-пластического (б) образцов.

жет иметь место при вырубке пластичных малоупрочняющихся металлов, имеющих низкий предел текучести, когда упругие деформации незначительны (свинец, отожженные медь и никель и т. п.). Разрушение образца в зоне разделения в этом случае может наступить после исчерпания ресурса пластичности материала.

Модель жестко-пластического тела не позволяет полностью описать процесс вибрационного деформирования, так как не учитывает упругие свойства реальных металлов, которые могут играть существенную роль в процессе деформирования.

Рассмотрим особенности вибрационного нагружения заготовки, обладающей достаточной упругостью. При отсутствии движе-

ния подачи колеблющегося пуансона ( $V_{ш} = 0$ ) время контакта, величина упругой деформации и усилие деформирования при каждом цикле нагружения будут постоянны. В результате того, что пуансон контактирует с заготовкой по узкому кольцевому пояску, прилежащему к его кромке, заготовку можно рассматривать как пластинку, закрепленную по контуру матрицы прижимом и нагружаемую периодической динамической нагрузкой, распределенной равномерно по окружности, диаметр которой меньше диаметра заземления.

В результате динамического периодического нагружения в заготовке возникают вынужденные поперечные колебания с частотой возбуждающей силы. Периметр заземления представляет собой узел смещений, в котором действуют максимальные циклические сдвигающие напряжения, и поэтому является наиболее слабым сечением в отношении усталостной прочности. При вибрационном нагружении достаточно тонких материалов после некоторого числа циклов нагружения в упругой области произойдет усталостное разрушение заготовки по контуру матрицы.

Число циклов нагружения, необходимое для осуществления усталостного разрушения, зависит от величины ударно-циклических напряжений. Если нагружение образца осуществлять таким образом, чтобы величина напряжений возрастала с каждым последующим циклом, то очевидно, что усталостное разрушение произойдет после меньшего числа циклов нагружения. Такой режим нагружения можно обеспечить, если осуществлять подачу вибрирующего пуансона. В этом случае упругая деформация образца с каждым последующим циклом нагружения возрастает по сравнению с предыдущим циклом на величину подачи  $\Delta s$ :

$$\epsilon_y^n = \epsilon_y^{n-1} + \Delta s = n\Delta s = nV_{ш} \cdot T, \quad (3)$$

где  $n$  - число циклов нагружения.

При скорости подачи  $V_{ш}$ , меньшей некоторой критической скорости  $V_{кр}$ , разрушение образца произойдет в упругой области. При скорости  $V_{ш} > V_{кр}$  после некоторого числа циклов нагружения в пределах упругости образец начнет деформироваться пластически. На рис. 1, б приведена схема вибрационного деформирования упругопластического образца. Первые три цикла условно соответствуют стадии упругой деформации  $\epsilon_y$ . В последующие циклы нагружения, кроме упругой деформации, происходит и пластическая деформация  $\epsilon_{п}$ , которая начинается в точке 1 и заканчивается в точке  $m$ . После достижения величины пластической деформации, равной подаче пуансона  $\Delta s$ , процесс вибрационного деформирования стабилизируется, и в дальнейшем вели-

чины упругой и пластической деформаций в каждый период нагружения остаются постоянными.

Для повышения производительности вибрационную вырубку следует проводить с максимально возможной скоростью подачи колеблющегося пуансона, при которой бы исключалась пластическая деформация металла в зоне разделения.

### Л и т е р а т у р а

1. Любимов В.И. Механизм образования заусенцев при резке, вырезке и пробивке тонких листовых металлов. – В сб.: Металлургия. Минск: БПИ, 1977, вып. 10, с. 81–85.
2. Пашенко В.С., Любимов В.И. О влиянии механических свойств материала на величину заусенца, образующегося при разделении тонколистовых металлов и фольги. – В сб.: Металлургия. Минск: Вышэйшая школа, 1978, вып. 12, с. 132–134.
3. Погодин-Алексеев Г.И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. – М.: Машиностроение, 1966. – 244 с.
4. Топоров Г.В., Яговкин В.М. Влияние структуры высокопрочных чугунов на сопротивление разрушению при циклических и ударно-циклических нагрузках. – В сб.: Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин ударного действия. Томск, 1969, т. XV, с. 54–74.

УДК 621.983

В.С.Пашенко, канд. техн. наук,  
Ю.В.Скачко, канд. техн. наук (БПИ),  
Н.П.Запорожец, инженер  
(ХАЗ им. Ленинского комсомола)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМОВКИ ЛИСТОВЫХ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛОВ С УЛЬТРАЗВУКОМ\*

В лабораторных условиях исследовали возможность отбортовки отверстий в листовых образцах толщиной  $s = 0,6$  мм из магниевого сплава МА2–1М. Отбортовка проводилась в матрицу  $\phi 16$  мм. Пуансон имел цилиндрическую форму. Радиус скругления пуансона составлял  $4s_0$ , а матрицы  $3s_0$ . Технологический зазор был равен  $1,2s_0$ . Отверстия под отбортовку получали точением. Для исследования использовали установку, включающую:

\* В работе принимали участие инженеры В.С.Халтурин и С.А.Эрбейгель.

колебательную систему крутильных ультразвуковых колебаний и штамп для отбортовки. На рис. 1 показана принципиальная схема установки. Заготовка находилась в пучности напряжений стоячей ультразвуковой волны. В результате исследования удалось установить силовые параметры отбортовки отверстий с ультразвуком (рис. 2). Из сравнения кривых 1 и 2 (рис. 2), показывающих изменение усилия отбортовки по пути пуансона, видно их

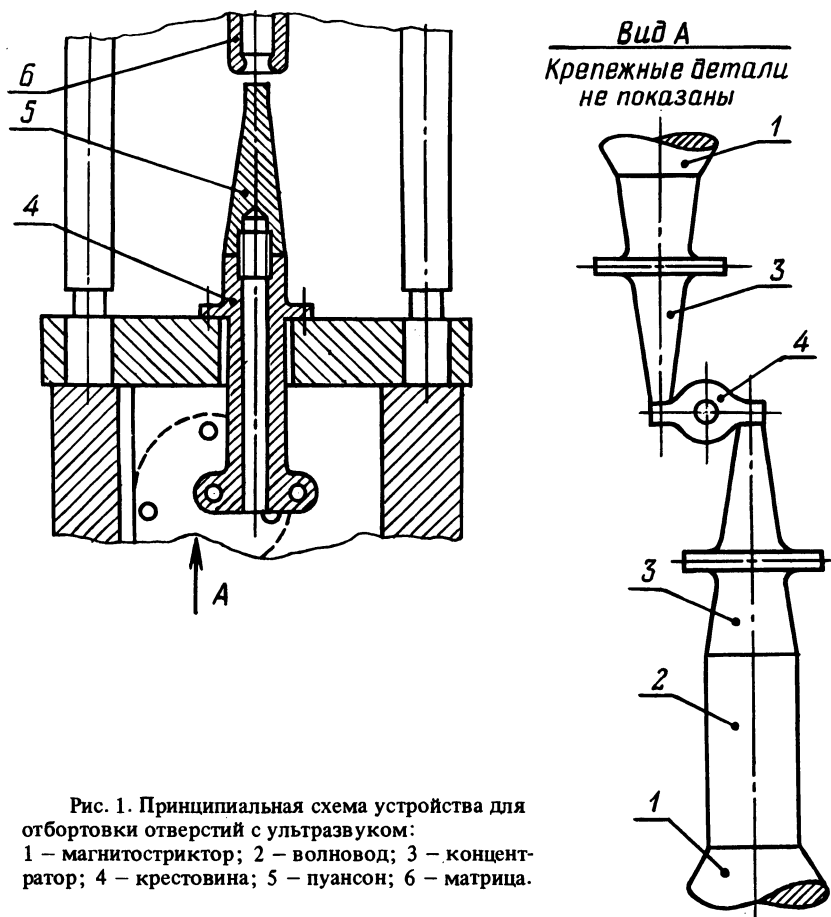


Рис. 1. Принципиальная схема устройства для отбортовки отверстий с ультразвуком:  
1 – магнестриктор; 2 – волновод; 3 – концентратор; 4 – крестовина; 5 – пуансон; 6 – матрица.

существенное различие. При отбортовке без ультразвука усилие интенсивно растет, достигая максимума, а затем снижается. При отбортовке с ультразвуком максимальное усилие ниже, чем для обычных условий отбортовки. Процесс характеризуется устойчивостью. Усилие интенсивно растет на небольшом ходе пуансона. Максимальное усилие смещается в сторону меньшего хода. После достижения максимального усилия отбортовка практически

осуществляется при относительно постоянном его значении (рис. 2, точки а, б). Такой характер кривой 2 (рис. 2) указывает на протекание наряду с процессом упрочнения интенсивного процесса разупрочнения от ультразвука. На участке а—б (рис. 2) наступает равновесие между упрочнением и разупрочнением. Этим и объясняется тот факт, что усилие на этом участке почти не изменяется. Такой характер силового воздействия на заготовку создает благоприятные условия для деформирования в холодном состоянии магниевых сплавов. Действительно коэффициент отбортовки в условиях эксперимента составил 0,42, что соответствует величине предельного коэффициента отбортовки сплава МА2-1М с предварительным нагревом до  $t = 350^{\circ}\text{C}$ . В ходе эксперимента была получена зависимость: усилие отбортовки (Р) – коэффициент отбортовки (К). Эта зависимость показывает, что отбортовка с ультразвуком может эффективно заменить процесс отбортовки в обычных условиях с предварительным нагревом.

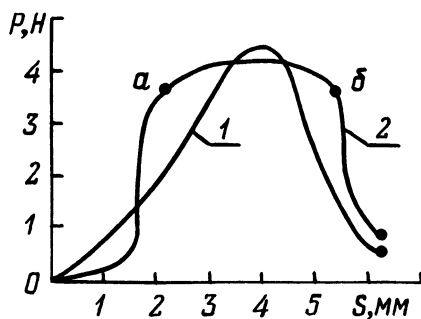


Рис. 2. Зависимость усилия отбортовки от хода пуансона (S):  
1, 2 – соответственно отбортовка без ультразвука и с крутильными ультразвуковыми колебаниями.

Удачные эксперименты позволили создать новую технологию штамповки магниевых и алюминиевых сплавов при изготовлении некоторых деталей машиностроения. В настоящее время эти детали, имеющие геометрические формы, представленные на рис. 3, штамуются: магниевые сплавы с предварительным нагревом заготовки, а алюминиевые сплавы после предварительного отжига заготовки. Экспериментальное исследование ставило своей целью исключение предварительного нагрева и отжига на базе использования ультразвука.

Геометрические размеры и форма образцов из магниевого сплава МА8 и Д16Т позволяли исследовать различные процессы: местную вытяжку (формовку) без отверстия (рис. 3, а); местную вытяжку (формовку) с отверстием (рис. 3, б) и отбортовку отверстий (рис. 3, в). Первые два процесса завершаются образованием в листовых заготовках выступов сплошных и с отверстием. Отверстия в заготовках получали двумя способами: то-

чением и пробивкой в штампе. При отбортовке в матрице возбуждали продольные или крутильные колебания [1]. В экспериментах были использованы несколько типоразмеров пуансонов и матриц. Различную степень деформации при отбортовке получали за счет изменения диаметра отверстия в заготовке. В экспериментах определялась высота борта  $h$  и коэффициент отбортовки  $K$ . Скорость деформирования при штамповке на гидропрессе составляла 50 мм/мин. Результаты эксперимента приведены в табл. 1. Анализ этих результатов позволяет сделать вывод о большей эффективности крутильных ультразвуковых колебаний в сравнении с продольными. Это объясняется более устойчивыми к статическому нагружению амплитудно-частотными характеристиками колебательных систем с крутильными ультразвуковыми колебаниями. Можно считать установленной практическую возможность отбортовки, а тем более местной вытяжки (формовки) магниевых сплавов без предварительного нагрева и алюминиевых сплавов без предварительного отжига. Наиболее эффективной смазкой для этих процессов является масло "Вапор", дисульфид молибдена и тонкая фторопластовая пленка ( $s = 0,04$  мм). По-

Таблица 1

Наименование процесса	Материал образцов	Предельный диаметр $\varnothing$ отверстия, мм	Предельная высота борта $h$ , мм	Способ получения отверстия	Предельный коэффициент отбортовки $K_{отб}$
Отбортовка в обычных условиях	МА8	50	7,61	Точение	0,82
Отбортовка с продольными УЗК	МА8	47,5	9,54	Точение	0,77
Отбортовка с крутильными УЗК	МА8	44,8	10,94	Точение	0,72
Отбортовка в обычных условиях	Д16Т	48,5	9,7	Точение	0,795
Отбортовка с продольными УЗК	Д16Т	48,0	10,1	Точение	0,787
Отбортовка с крутильными УЗК	Д16Т	47,0	10,8	Точение	0,770
Отбортовка в обычных условиях	МА8	55	5,39	Пробивка в штампе	0,902
Отбортовка с продольными УЗК	МА8	50,8	8,15	Пробивка в штампе	0,833
Отбортовка с крутильными УЗК	МА8	48,0	9,4	Пробивка в штампе	0,787
Отбортовка в обычных условиях	Д16Т	52,75	7,2	Пробивка в штампе	0,864
Отбортовка с продольными УЗК	Д16Т	52,0	7,0	Пробивка в штампе	0,864
Отбортовка с крутильными УЗК	Д16Т	50,8	8,5	Пробивка в штампе	0,833



лученные результаты по штамповке магниевых и алюминиевых сплавов позволили провести без предварительного нагрева и отжига серию производственных экспериментов. Эта серия была проведена на специально сконструированной промышленной установке с крутильными ультразвуковыми колебаниями, которая в заводских условиях монтировалась на гидравлическом прессе 160 тс. Затем она была испытана в лаборатории кафедры "Машины и технология обработки металлов давлением" Белорусско-

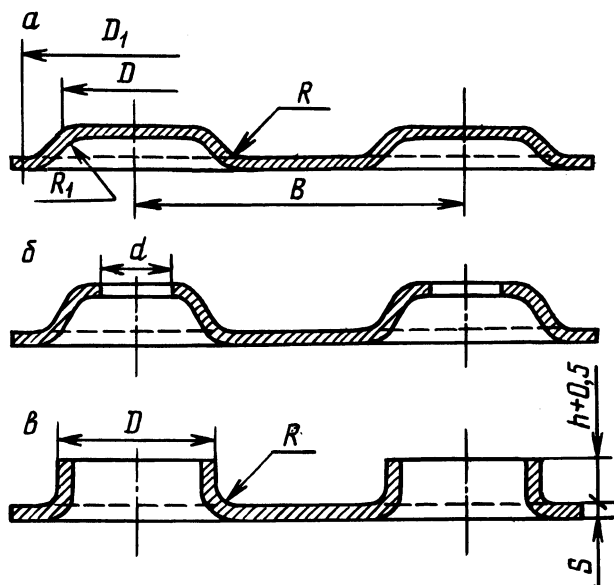


Рис. 3. Геометрические формы образцов для штамповки с ультразвуком.

го политехнического института и смонтирована на гидропрессе 30 тс. Успешно отштампованы девять типоразмеров деталей из сплавов МА8 и Д16Т без предварительного нагрева и отжига. Анализ торцевой части борта показал отсутствие трещин. В производственных условиях отштампованы пять типоразмеров деталей (рис. 3, а, б).

#### Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Пашенко В.С., Кособуцкий Б.С. Листовая штамповка с ультразвуком. – Минск: Наука и техника, 1975. – 289 с.

А.В.Степаненко, докт.техн.наук,  
Л.А.Исаевич, канд. техн. наук,  
К.Д.Миронов, канд.техн.наук (БПИ)

## ПОЛУЧЕНИЕ И ПРОКАТКА ГРАНУЛ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

Широкое применение при изготовлении металлорежущего инструмента получила быстрорежущая сталь марки Р6М5. Это связано прежде всего с уменьшением процентного содержания дефицитного вольфрама в стали. Кроме того, введение молибдена способствует уменьшению размеров избыточных карбидов, что приводит в конечном итоге к повышению эксплуатационных свойств режущего инструмента [1]. На распределение и размер фаз и избыточных карбидов существенное влияние оказывает способ получения быстрорежущей стали. Так, значительными недостатками литой стали Р6М5 являются повышенная хрупкость, склонность к ликвации, наличие структурной неоднородности, особенно карбидной, которая снижает выход годного инструмента [2].

В последние годы предприняты попытки получения быстрорежущей стали методом порошковой металлургии [3-5]. Однако получение порошка стали Р6М5, его дальнейшая обработка давлением с последующим спеканием являются сравнительно дорогими операциями. Авторы работ [6, 7] предложили использовать технологические отходы и стружку данной стали, но последующая их обработка также требует сложного и дорогостоящего оборудования.

Нами была предложена технология получения быстрорежущей стали Р6М5, заключающаяся в гранулировании металла из расплава с последующей горячей прокаткой гранул. Гранулирование осуществляли вибрационным способом. При проведении эксперимента в качестве материала рабочего тигля использовали графитошамот. Однако в процессе отливки под воздействием высокой температуры расплава происходило увеличение размеров отверстий в дне тигля. Кроме того, воздействие вибрации отрицательно сказывалось на механической прочности тигля, в связи с чем через короткий промежуток времени он разрушался. Более стойкими оказались тигли из порошков состава  $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{BN}$ , изготовленные методом ГДП. Однако стойкость и этих материалов не достаточна для их промышленного применения.

С целью устранения отмеченного недостатка было разрабо-

тано устройство для получения гранул быстрорежущей стали ви-  
брационным способом, схема которого показана на рис. 1 [8].  
Устройство включает вибрирующий в вертикальной плоскости  
клин 1, над которым расположен тигель 2, обогреваемый печью  
сопротивления 3, а внизу приемный бак 4. Клин представляет

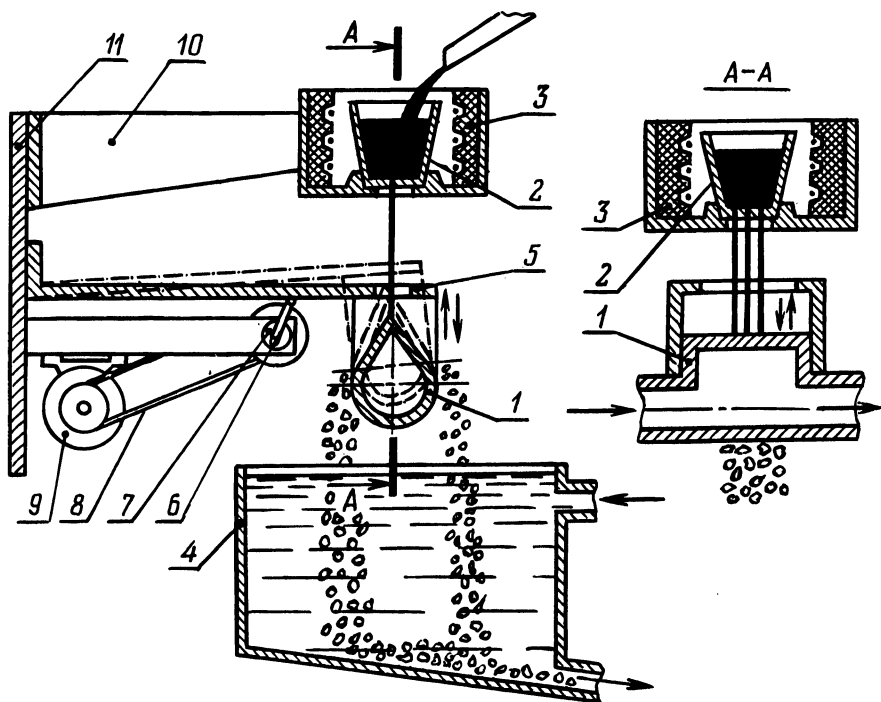


Рис. 1. Установка для получения гранул.

собой полый элемент, охлаждаемый изнутри водой. Клин 1 жест-  
ко закреплен на консольной пластине 5, вибрация которой сооб-  
щается через шатун 6 от кривошипа 7, приводимого в движение  
с помощью ременной передачи 8 от электродвигателя 9. Регу-  
лировка частоты вибрации клина 1 осуществляется ступенчато  
(20, 25 и 30 Гц) набором сменных шкивов, а его амплитуда в  
пределах 0–3 мм изменением эксцентриситета кривошипа 7.  
Отверстия в дне рабочего тигля 2 расположены в одной плоско-  
сти с вершиной вибрирующего клина. Приемный бак 4 выполнен  
с наклонным дном, что упрощает удаление гранул за пределы  
установки циркулирующей охлаждающей жидкостью. Кронштейн  
10, с установленной на нем электропечью 3, пластина 5 и кри-  
вошипно-шатунный механизм с электродвигателем 9 закреплены

на сварной раме 11. Штрихпунктирной линией показано крайнее верхнее положение клина 1.

После настройки необходимой частоты и амплитуды вибрации включают электропечь, прогревают тигель до необходимой температуры и при помощи электродвигателя приводят в движение клин. Затем в нагретый тигель подают металлический расплав, который, проходя через отверстия в его донной части, непрерывными струями падает на вибрирующий элемент. При соударении с вершиной клина струи разделяются надвое. Скатываясь по образующим водоохлаждаемого клина, они дробятся на отдельные капли. За счет градиента температур по объему капли, вследствие интенсивного теплоотвода, расплав резко изменяет свои физические свойства – увеличиваются вязкость и поверхностное натяжение. Последнее способствует сфероидизации частиц. Вибрация клина не оказывает значительного влияния на формообразование капли жидкого металла, а способствует лишь более интенсивному дроблению струи расплава. С помощью описанной установки были получены частицы сферической формы.

Размер гранул при каждой отливке находился в пределах 2 – 7 мм и зависел исключительно от диаметра отверстий в дне рабочего тигля. Например, максимальный выход фракции  $-5 +3$  мм имел место при диаметре отверстий 2,0 мм. При большем диаметре отверстий большими получались и размеры гранул, но в этом случае возрастала степень их разброса по фракциям.

Последующая горячая обработка гранул давлением производилась в валках прокатного стана. Во избежание окисления поверхности частиц быстрорежущей стали их помещали в оболочку в виде плоского ящика, которую после вакуумирования до  $3,99 - 6,65$  Па ( $3 \cdot 10^{-2} - 5 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст.) при температуре  $1090^{\circ}\text{C}$  герметизировали. Затем контейнер с содержимым нагревали до температуры  $1240^{\circ}\text{C}$  с последующей кратковременной выдержкой в течение 5 мин при этой температуре во избежание роста зерна и прокатывали в валках. С целью исключения подстуживания контейнера с сыпучим материалом и сохранения высоких пластических свойств уплотняемых частиц прокатку проводили с большими степенями обжатия за один проход, особенно за первый. Последующие обжатия контейнера производили при температуре  $1100^{\circ}\text{C}$ . Ввиду кратковременности нагрева спекание гранул в контейнере не происходило и поэтому при обжатии в валках имело место их интенсивное отеснение в направлении, противоположном прокатке. Это приводило к разрыву оболочки и, как следствие, к интенсивному окислению самих частиц. Для исключения разрыва оболочки горячую прокатку гранул в вакууми-

рованном контейнере осуществляли в устройстве, представленном на рис. 2 [9]. Устройство обеспечивает всестороннее обжатие контейнера в процессе прокатки и включает прокатные валки 1 с односторонними боковыми ребрами, контейнер 2 с гранулированным материалом, направляющий желоб 3 коробчатого сечения и гидросиловую установку 4 с толкателем 5. Направляющий желоб состоит из верхней и нижней плит и двух боковых

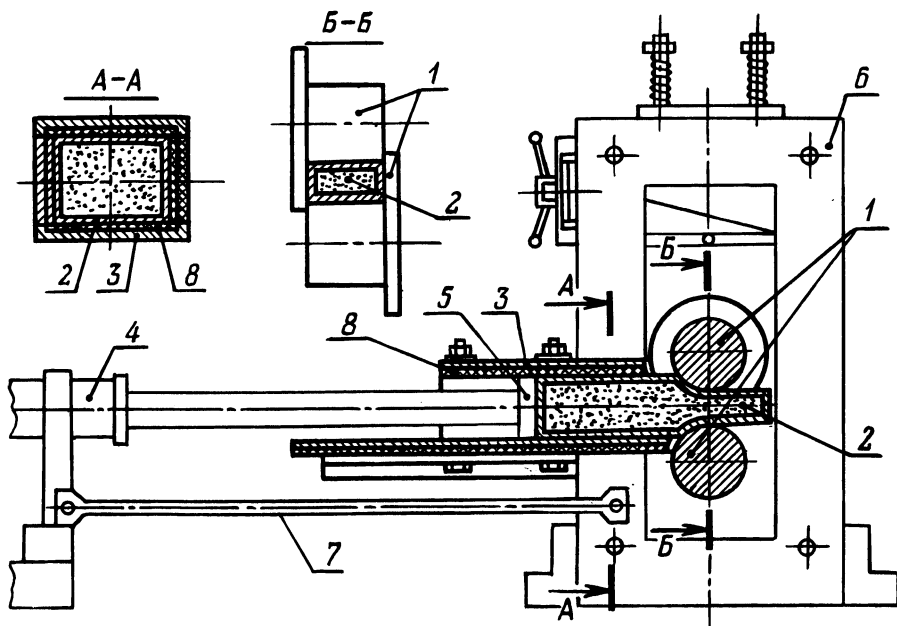


Рис. 2. Устройство для прокатки гранул с задним подпором.

планок, которые жестко закреплены на нижней плите. На внутренних поверхностях плит и планок установлены графитовые пластины 8 с целью уменьшения коэффициента внешнего трения контейнера о стенки желоба и теплоотдачи. Поперечное сечение полости внутри желоба 3 равно поперечному сечению контейнера 2. Собранный направляющий желоб 3 жестко прикреплен к рабочей клетки 6. Гидросиловая установка 4 обеспечивает перемещение контейнера 2 с гранулированным материалом в валки с последующим задним подпором интенсивностью, равной 0,2. Она смонтирована на фундаменте. Во избежания опрокидывания при передаче усилия на контейнер установка жестко прикреплена к рабочей клетки 6 тягами 7. На штоке гидросиловой установки смонтирован толкатель 5, который запирает контейнер 2 в направляющем желобе 3.

Контейнер с гранулированным материалом укладывали на нижнюю плиту направляющего желоба. Приводили в движение шток гидросиловой установки и при помощи толкателя подавали контейнер в валки, осуществляя предварительный его подпор. Затем сообщали вращение прокатным валкам и осуществляли обжатие. Подпор контейнера постоянным усилием производили на протяжении всего процесса прокатки.

С помощью описанного устройства были получены полосы быстрорежущей стали толщиной 9–16 мм. После термической обработки, характерной для компактной быстрорежущей стали Р6М5, были изготовлены образцы. Испытание образцов проводили на машине Instron 1195, а определение износостойкости – по методике, указанной в работе [10].

По результатам испытаний установлено, что предел прочности  $\sigma_B = 1097,6-1117,2$  МН/м<sup>2</sup> (112–114 кг/мм<sup>2</sup>), твердость HRC 62–63,5, а износостойкость  $I = 1,08$  кг/м<sup>2</sup> (1,08 мг/мм<sup>2</sup>). Для стандартной стали эти величины соответственно равны  $\sigma_B = 1078,1-1117,2$  МН/м<sup>2</sup> (110–114 кг/мм<sup>2</sup>), HRC 62–63,5 и  $I = 1,19$  кг/м<sup>2</sup> (1,19 мг/мм<sup>2</sup>).

#### Л и т е р а т у р а

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallurgy, 1975. – 584 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Metallurgy, 1978. – 646 с.
3. Hellman P. The ASEA-STORA Process Iron and Steel, Special Issue, 1970, p. 49–52.
4. Dunkley I.I. P/M Development at Davy International. – Metal Powder Report, t 30, 1975, N 1, p. 2–6.
5. Галкин А.А. Горячая гидроэкструзия порошков быстрорежущих сталей. – В сб.: Теория и практика прессования порошков. Киев, 1975, с. 135–138.
6. Раковский В.С. Сталь, 1948, № 12, с. 1119–1124.
7. Манукян Н.В. Технология получения быстрорежущей стали из стружки и ее свойства. – Порошковая металлургия, 1980, № 4, с. 35–40.
8. А. с. 703235 (СССР). Устройство для получения гранул из тугоплавких металлов / А.В. Степаненко, Л.А. Исаевич и К.Д. Миронов. – Оpubл. в Б. И., 1979, № 46.
9. А. с. 668773 (СССР). Устройство для прокатки порошка / А.В. Степаненко, Л.А. Исаевич и К.Д. Миронов. – Оpubл. в Б. И., 1979, № 23.
10. Бельский Е.И., Пиколо В.М. К методике прецизионных испытаний на износ диффузионно-упрочненных сталей. – В сб.: Металлургия, Минск: БПИ, вып. 4, 1973, с. 184–186.

Н.Г.Сычев, канд. техн. наук,  
В.Н.Булах, канд.техн.наук (БПИ)

## ПОЛУЧЕНИЕ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ПРОФИЛЯ ДЛЯ ШТАМПОВКИ ПОКОВОК ТИПА НОЖЕК КУСАЧЕК

При производстве покровок типа ножек кусачек, пассатижей в качестве заготовок используют периодический прокат, который можно получить способом продольной прокатки на двухвалковом стане, если геометрические размеры профиля и сам принцип формования позволяет его изготовить за один проход. В большинстве случаев очень сложно выполнить не только периодический, но и обычные сортовые профили таким методом за один проход. Применяют несколько проходов в связи с тем, что наличие явления уширения при прокатке ограничивает степень деформации полосы и является причиной интенсивного износа валков. Этот недостаток более значительно проявляется при прокатке периодических профилей, которые имеют значительную разницу в величине поперечных сечений. Так, при прокатке за один проход профиля на участках интенсивной деформации исходной заготовки образуется значительной величины облой (при отсутствии его на утолщенных участках), где деформация заготовки была незначительна. Последующая обработка такого профиля возможна при полном удалении образовавшегося облоя.

Условия деформации периодического профиля за один проход методом продольной прокатки несколько улучшаются при использовании многовалковых калибров [1], когда калибр образуется рабочими поверхностями трех и более валков. Однако такие клети значительно сложнее двухвалковых.

Технологические возможности процесса прокатки периодического профиля в двухвалковой клети можно расширить использованием боковых проводок в качестве ограничителей уширения.

Известно, что боковые проводки успешно применяют не только для предотвращения смещения и наклона полосы, правильной подачи ее в калибр [2] и выхода из него [3], а также и для ограничения перемещения материала прокатки в поперечном направлении [4]. При решении последних двух задач были предложены конструкции с подвижными проводками, что усложняет прокатные установки и ограничивает в большинстве случаев длину обрабатываемой заготовки.

В лаборатории обработки металлов давлением Белорусского политехнического института была разработана, создана и экспе-

риментально испытана прокатная клеть для изготовления периодического профиля (рис. 1) за один переход в двухвалковом калибре с использованием в качестве ограничителей уширения металла неподвижных проводок.

Прокатка периодического профиля с ограничением уширения металла осуществляется в калибре, ручки которого выполнены на выступающих над цилиндрической поверхностью приводных шайб дисках толщиной, равной наибольшей ширине получаемого профиля. К боковым поверхностям дисков поджимают с помощью регулировочных упоров (винтов) боковые проводки, передний конец которых располагают в плоскости, проходящей через оси валков. Высота проводок должна быть не менее высоты исходной заготовки во избежание выдавливания металла за пределы очага деформации, ограниченного в вертикальном направлении поверхностью ручьев и в горизонтальном – боковой поверхностью проводок. На боковых проводках со стороны контакта с исходной заготовкой выполнено по одному выступу, расстояние между которыми обеспечивает свободный пропуск и удержание в заданном положении исходной заготовки. Выступы расположены от переднего конца боковых проводок на расстоянии, равном длине геометрического очага деформации, что предотвращает сваливание заготовки при выходе ее из контакта с ними.

Выступающая часть дисков, являющихся основной частью деформирующего инструмента, позволяет разместить боковые проводки непосредственно в очаге деформации и предотвратить образование на прокатываемом профиле заусенца. При горячей прокатке поперечное сечение боковых проводок и интенсивность их охлаждения, например водой по внутренним каналам и снаружи, должны обеспечить их достаточную механическую прочность и износостойкость.

Прокатная клеть (рис. 1) состоит из двух станин 1, размещенных в них нижних 2 и верхних 3 подушек, в которых на подшипниках 4 расположены валки, состоящие из вала 5, на шлицы которого посажены приводные шайбы 6, и соединенного с ними при помощи болтов 7 и штифтов 8 диска 9, к боковым поверхностям которого поджимаются с помощью регулировочных упоров 10, боковые проводки (линейки) 11. На внешней цилиндрической поверхности диска выполнен ручей, образующий с ручьем второго кольца калибр, соответствующий прокатываемому изделию.

При прокатке заготовка, удерживаемая с помощью боковых проводок 11 в заданном положении, захватывается поверхностью ручьев, выполненных на дисках 9, вовлекается в очаг де-



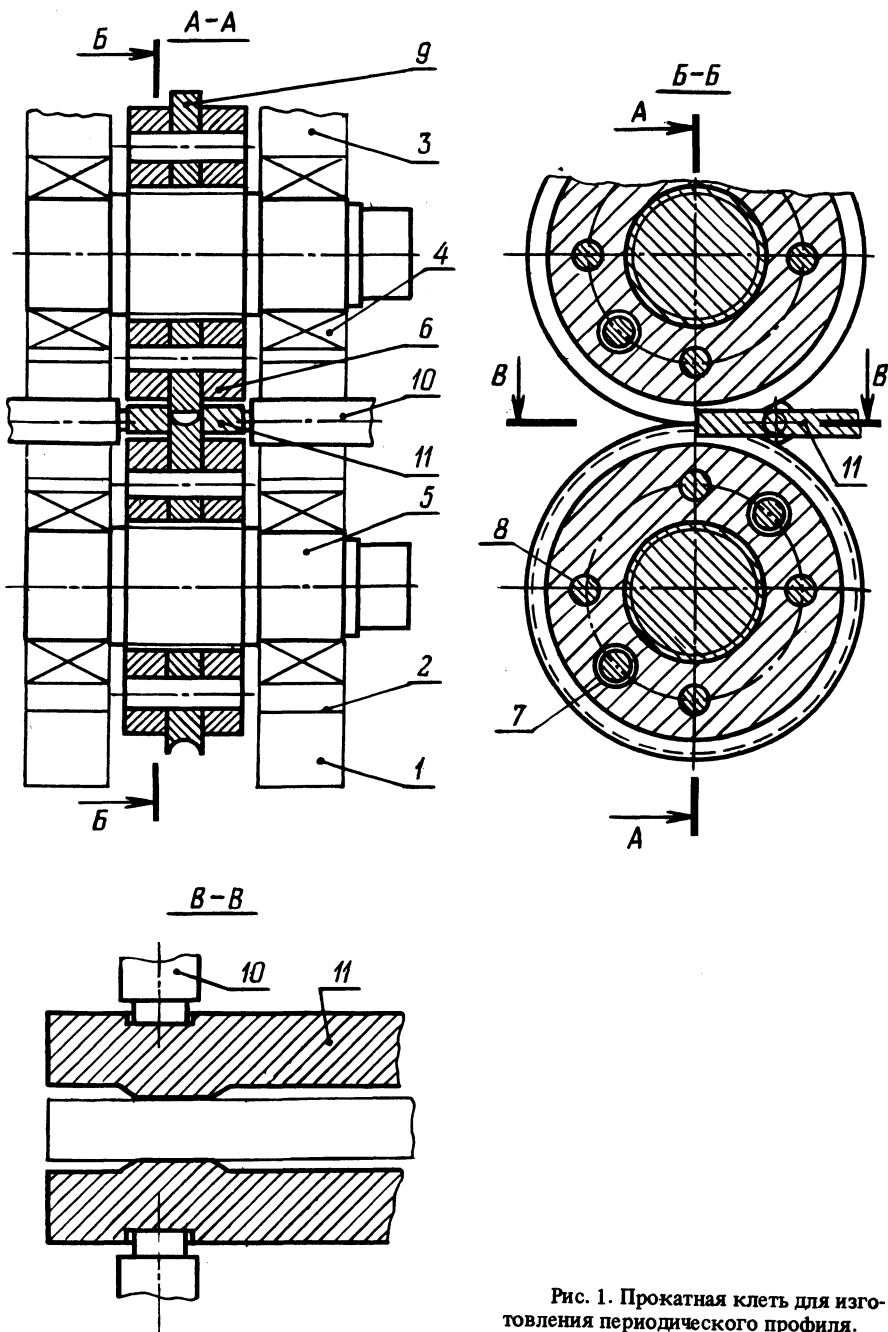


Рис. 1. Прокатная клеть для изготовления периодического профиля.

формации, обжимается по высоте, заполняя все элементы калибра, образуемого ручьями и внутренней поверхностью боковых проводок, которые ограничивают уширение металла, заставляя его более интенсивно течь вдоль основной оси прокатываемого изделия. Распирающее давление металла в очаге деформации воспринимает регулировочные упоры 10.

При экспериментальном испытании данной прокатной клетки была использована прямоугольная заготовка из стали У8 сечением 16 x 6 мм, которую нагревали в электропечи до температуры 900°C. Перед загрузкой заготовок в печь их окунали в раствор, состоящий из 90% сульфитной борды и 10% чешуйчатого графита, что позволяло значительно уменьшить окалинообразование и при прокатке снизить контактное трение. Прокатку нагретой полосы производили со скоростью 0,3 м/с. За один проход полосы через калибр, образуемый ручьями валков и боковыми проводками, был получен периодический профиль, наименьшее сечение которого представляет собой полукруг радиусом 4 мм, а наибольшее – прямоугольник 16 x 6 мм. Процесс прокатки был стабильным и отклонений геометрической формы и размеров поперечных сечений от заданных перед началом прокатки не наблюдалось. Заусенцы на прокатанном профиле отсутствовали. Наименьшее межвалковое давление при деформации полосы составляло 12,9 тс. Усилие распора проводок – 1,2 тс.

Исследование стойкости проводок, концы которых были наплавлены сплавом 2Х13, не было возможным провести в условиях лаборатории, поскольку требовалось обработать таким образом значительное количество металла. Прокатанное количество прутков (около 140 м) не повлияло на состояние проводок. Сравнительный анализ условий работы с условиями, в которых находится матрица при горячем выдавливании, показывает, что стойкость проводок может быть достаточной для эффективного использования описанного способа получения периодического профиля, подвергаемого в дальнейшем штамповке.

Таким образом, применение двухвалковых клетей с проводками-ограничителями уширения металла позволяет расширить технологические возможности процесса прокатки в двухвалковых калибрах при повышении производительности процесса за счет интенсификации обжатия и уменьшения количества проходов, в особенности при изготовлении периодического профиля.

#### Л и т е р а т у р а

1. Финкельштейн Я.С. Справочник по прокатному и трубному производству. – М.: Металлургия, 1975. – 440 с. 2.

Смирнов В.С., Дурнев В.Д., Кашевский Н.П. Продольная периодическая прокатка. - М.-Л.: Машгиз, 1961. - 232 с. З. А. с. 595045 (СССР). Устройство для продольной периодической прокатки полос / В.А.Борисов, - Оpubл. в Б. И., 1978, № 8. 4. Способ уплотнения и прокатки металлического порошка. Патент США 3892832 кл. 264/109, В 22 3/18.

УДК 621.787

П.И.Ящерицын, академик АН БССР,  
Е.И.Пятосин, канд. техн. наук,  
Е.И.Глазунов, инженер (ФТИ АН БССР)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ И МНОГОКРАТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Процесс пластического деформирования протекает не мгновенно, а в какой-то промежуток времени. Данные о твердости без учета фактора времени не могут достаточно точно характеризовать сопротивление металла пластической деформации при поверхностном пластическом деформировании (ППД), поэтому было проведено исследование динамики процесса внедрения индентора в материал. Так как при ППД каждая точка поверхности нагружается много раз, исследовались также особенности вдавливания индентора при многократном нагружении.

Исследования проводились по специально разработанной методике с применением прибора для измерения твердости типа Роквелл и скоростной киносъемки. В качестве индентора использовался алмазный конус. Нагрузка составила 600, 1000 и 1500 Н. Механизм нагружения прибора был модернизирован. Вместо кулачка для удержания груза была установлена защелка, при снятии которой укол осуществлялся мгновенно. Для регистрации движения стрелки индентора во времени использовалась скоростная кинокамера СКС-1М-16 со скоростью съемки 1500 кадров в секунду, что соответствовало выдержке на каждом кадре  $1/3000$  с. В качестве исследуемого материала использовался титан ВТ-16. На рис. 1 показана зависимость глубины внедрения алмазного конуса в образец от времени при мгновенном нагружении усилием 1000 Н и 600 Н, а также шарика диаметром 1,59 мм с усилием 600 Н. Как видно из графика, наблюдается примерно пропорциональная зависимость увеличения деформации с течением времени.

Из анализа графика (рис. 1, кривая 3) можно сделать вывод, что для деформации в 0,1 мм необходим отрезок времени около 1/300 с, что соответствует скорости деформации 30 мм/с или  $v = 1,8$  м/мин. Поэтому при накатывании титанового сплава ВТ-16 в условиях однократного нагружения назначение скорости выше 1,8 м/мин приводит к уменьшению глубины дефор-

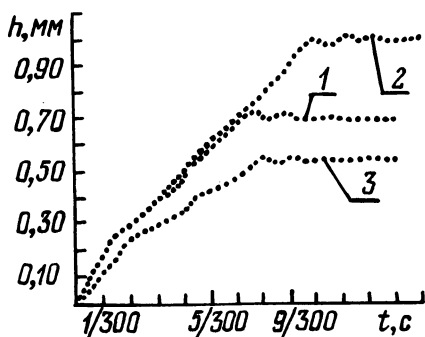


Рис. 1. Зависимость глубины вдавливания в образец индентора от времени  $t$  при мгновенном нагружении: 1 – при вдавливании алмазного конуса с нагрузкой 600 Н; 2 – то же при нагрузке 1000 Н; 3 – при вдавливании шарика диаметром 1,59 мм с нагрузкой 600 Н.

мации и упрочнения поверхностного слоя металла, возможных при данных условиях.

Исследование влияния кратности приложения нагрузки на процесс вдавливания индентора в металл проводили на титане ВТ-16 методом статического (обычного при измерении твердости) и динамического вдавливания. В качестве индентора использовали шарик диаметром 1,59 мм, нагрузка составила 600 Н.

Статическое многократное вдавливание индентора в одну и ту же точку производили до тех пор пока прибор показывал прирост глубины внедрения при одной и той же нагрузке. На рис. 2 приведена зависимость глубины вдавливания от количества циклов для сплава ВТ-16. Из графика видно, что многократное вдавливание шарика дает прирост глубины вдавливания до 14 циклов. Дальнейшее увеличение количества циклов для данного материала бесполезно, так как процесс упрочнения поверхностного слоя закончен и дальнейшее накопление деформации может вызвать явления перенаклепа.

Процесс динамического вдавливания осуществлялся на приборе ТК-2М модифицированного для создания мгновенного нагружения, как описано в данной статье. При освобождении рычага с грузом происходило мгновенное нагружение образца индентором (шариком 1,59 мм), в результате чего возникали упругие колебания рычага с грузом с затухающей амплитудой. Для регистрации амплитуды и частоты затухающих колебаний применялась кинокамера "Красногорск-2" со скоростью съемки 48 кад-

ров в секунду. Выдержка времени составляла 0,01 с. На рис. 3 представлен график развития динамической деформации во времени от мгновенного нагружения нагрузкой 100 Н с регистрацией затухающих колебаний процесса деформации. Соединив между собой середины синусоид, можно построить кривую динамического (дробного) деформирования. На графике видно, что че-

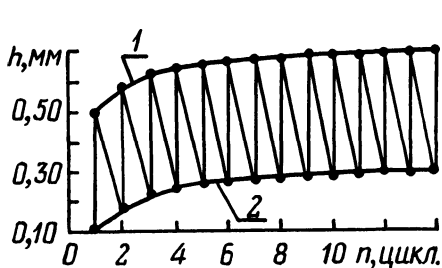


Рис. 2. Зависимость глубины вдавливания стального шарика диаметром 1,59 мм от количества циклов нагружения при статическом нагружении усилием 600 Н:

- 1 — внедрение индентора под нагрузкой;
- 2 — деформация после снятия нагрузки.

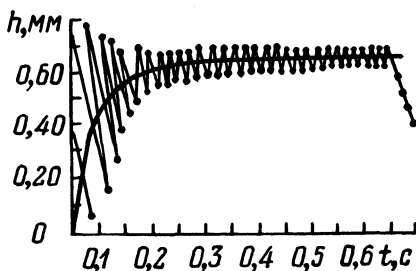


Рис. 3. Зависимость глубины вдавливания шарика диаметра 1,59 мм от времени при динамическом нагружении.

рез определенное количество циклов средняя кривая становится горизонтальной, т. е. дальнейшее внедрение индентора прекращается. Для условий эксперимента это составило примерно 14 циклов.

Совпадение количества циклов при статическом и динамическом вдавливании позволяет предположить, что в лабораторных условиях, не модернизируя прибор ТК-2, можно определить оптимальное количество циклов деформации путем многократного вдавливания индентора в одну и ту же точку и построения зависимости увеличения глубины проникновения индентора от количества циклов нагружения при постоянной нагрузке.

Полученные данные можно использовать для выбора величины продольной подачи и оптимального количества циклов нагружения.

## Раздел III. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.787.4.044

В.И.Беляев, докт.техн.наук, Н.А.Бусел,  
инженер, В.Б.Касперович, канд.техн.наук (БПИ)

### МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ БИМЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Необходимость экономного расходования вольфрамосодержащих сталей и сплавов явилась основной предпосылкой для дальнейшего совершенствования конструкции инструмента. В настоящее время большинство из них выполнены в виде цельных инструментов, полностью изготовленных из быстрорежущей стали. В некоторых случаях из быстрорежущей стали изготавливают режущие пластины, закрепленные механическим путем, припаиваемые или привариваемые к державке инструмента, изготовленной из более дешевой углеродистой или низколегированной стали [1].

Эта тенденция усиливается, и в последнее время появились работы, целью которых является изготовление биметаллического инструмента методами импульсного нагружения. Наиболее существенными преимуществами данных способов является возможность получения биметалла различных типоразмеров как в плоском, так и в трудном варианте и улучшение служебных характеристик инструмента.

Дальнейшее расширение областей применения этого прогрессивного процесса связано с обоснованной разработкой технологии получения биметалла, оптимальным выбором компонентов композиции, правильным подбором режимов термообработки как заготовок перед сваркой, так и готового инструмента в биметаллическом исполнении.

Исследования проводились на биметаллической композиции быстрорежущая сталь Р6М5 – конструкционная сталь 45. В исходном состоянии после высокоскоростного соударения поверхность контакта приобретает волнообразный вид с ярко выраженной дефектностью структуры в области зоны соединения. Характерной особенностью для данных композиций является необходимость высокотемпературного нагрева при термообработке, что в свою очередь также приводит к повышению напряженного состояния в переходной зоне как следствие действия различных коэф-

эффициентов линейного расширения, так и несоответствие температур фазовых переходов [2]. Напряжения, вызванные этими явлениями, могут превосходить предел прочности сваренных материалов и привести к разрушению зоны соединения. Огромные резервы в плане уменьшения и ликвидации отмеченных последствий, как показали исследования (рис. 1), заложены в предвари-

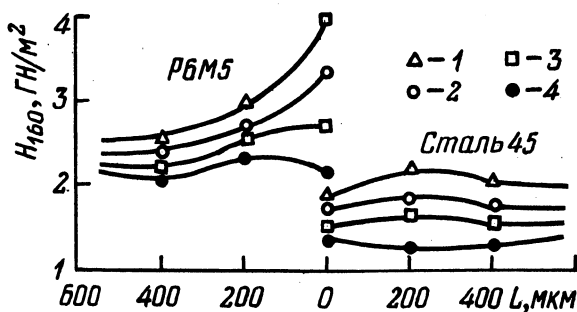


Рис. 1. Влияние времени выдержки при отжиге ( $T = 840^{\circ}\text{C}$ ) на микротвердость зоны соединения биметалла:  
1, 2, 3, 4 — соответственно  $\tau = 60; 120; 180; 240$  мин.

тельной термообработке биметалла (отжиг при температуре  $840^{\circ}\text{C}$ ). Исходя из известного предположения о том, что между твердостью деформированного металла и интенсивностью напряженного состояния существует однозначная функциональная зависимость, можно утверждать, что с увеличением времени выдержки при отжиге биметалла уменьшается и величина остаточных напряжений. Кроме того, заметно, что процесс отжига способствует прохождению диффузионных процессов в переходной зоне, приводящих к более равномерному распределению как самих элементов на границе соединения, так и напряженного состояния, что, естественно, вызывает повышение прочности соединения.

Исследование влияния последующей термообработки на свойства зоны соединения (рис. 2) показали, что избыточная концентрация дефектов высокоскоростной деформации, и как следствие напряженное состояние, сохраняется после закалки с температуры  $1215^{\circ}\text{C}$ . Последующий трехкратный отпуск при  $560^{\circ}\text{C}$  способствует уменьшению и перераспределению остаточных напряжений в переходном слое. Микроструктурные исследования зоны соединения образцов как до закалки, так и после закалки с трехкратным отпуском позволили предположить, что дефекты высокоскоростной деформации оказывают существенное влияние

на механизм и кинетику фазовых превращений. Прежде всего следует отметить возможность понижения температуры аустенизации как следствие повышения действия эффективных коэффициентов диффузии и самодиффузии, а также растворимости примесных атомов в переходной зоне. Кроме того, замечено, что дефекты высокоскоростной деформации способствуют направленному распределению карбидных частиц вдоль границ соударения.

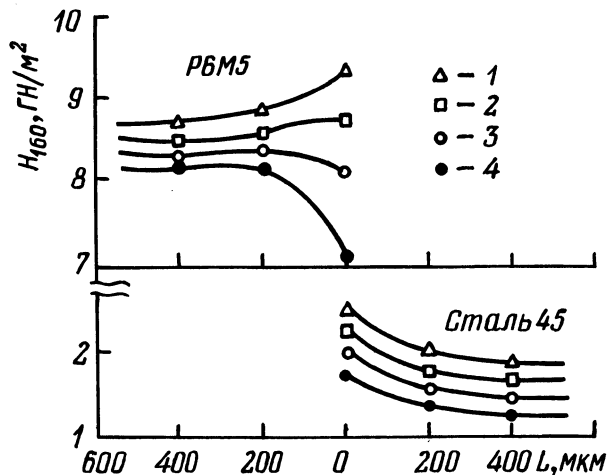


Рис. 2. Изменение микротвердости в зоне соединения в зависимости от вида термообработки (стандартный режим закалки и отпуска быстрорежущей стали Р6М5):  
1 - закалка; 2 - закалка + I отп.; 3 - закалка + II отп.;  
4 - закалка + III отп.

Несомненно, проведенные исследования не охватывают весь комплекс мер, связанных с уменьшением и ликвидацией напряженного состояния в зоне соединения композиции на основе быстрорежущей стали, но очевидно, что наиболее действенное влияние на напряженное состояние оказывает термообработка биметалла.

#### Л и т е р а т у р а

1. Трент Е.М. Резание металлов / Пер. с англ. Г.И.Айзенштока. - М.: Машиностроение, 1980. - 263 с. 2. Бусел Н.А., Беляева Н.В. К вопросу о механизме взаимодействия компонентов в переходной зоне биметалла. - Тез. докл. V Всесоюз. конф. по композиционным материалам. - М., 1981, вып. 1, с. 70-71.



Л.А.Васильев, канд. техн. наук,  
И.Н.Бурнышев, аспирант (БПИ)

## ЖАРСТОЙКИЕ ДИФфуЗИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

В работе исследован процесс формирования диффузионных алюминидных и силицидных слоев на титановых сплавах и изучены их защитные свойства.

Насыщение образцов из сплавов ВТ1-0, ОТ4 и ВТ14 проводили в порошках алюминия и кремния, в качестве активатора процессов использовались различные галогениды, а в качестве инертного разбавителя окись алюминия.

Исследования показали, что толщина алюминидных покрытий сильно зависит от марки применяемого порошка алюминия и его дисперсности. Тип активатора и его количество тоже изменяют насыщающую способность смеси. Исследованы активаторы  $\text{NaF}$ ,  $\text{AlF}_3$ ,  $\text{NH}_4\text{Cl}$ ,  $\text{NH}_4\text{F}$ ,  $\text{KBF}_4$  и их комбинации. Лучшие результаты получены с комплексным активатором, содержащимся в смеси в количестве (вес. %):  $2\text{KBF}_4 + 1\text{NH}_4\text{Cl}$ . В этом случае формируется беспористый алюминидный слой наибольшей толщины при хорошем качестве поверхности. Добавки в насыщающую смесь активаторов больше 5% приводят к резкому ухудшению качества поверхности.

Кинетика роста диффузионных алюминидных слоев на титановых сплавах подчинена параболической зависимости. Влияние температуры на толщину слоев в интервале  $650-950^\circ\text{C}$  для сплавов ВТ1-0 и ВТ14 незначительно, а для сплава ОТ4 наблюдается ускорение роста алюминидных слоев при температуре  $850-950^\circ\text{C}$ .

При температурах насыщения  $650-850^\circ\text{C}$  формируются однофазные диффузионные слои из высшего алюминид титана  $\text{TiAl}_3$ , под которым расположен твердый раствор алюминия в  $\alpha\text{-Ti}$ .

При температуре насыщения  $950^\circ\text{C}$  наблюдается появление между зоной твердого раствора и зоной алюминид титана  $\text{TiAl}_3$  тонкой прослойки  $\text{TiAl}$ .

При силицировании в качестве диффузанта содержащего вещества исследованы порошки кремния марок Кр0, Кр1, Кр2, Кр3. Существенного влияния марки порошка на толщину слоя не отмечено.

Изучение зависимости толщины силицидного покрытия от содержания порошка кремния в насыщающей смеси показало, что

увеличение содержания его выше 60% (по массе) практически не приводит к увеличению толщины силицидного слоя.

Влияния количества инертной добавки на спекаемость смеси при этом не выявлено. Однако замечено, что при использовании непрокаленной или плохо прокаленной окиси алюминия наблюдается отслоение силицидного слоя от основы.

В качестве активаторов при силицировании были исследованы следующие соединения:  $\text{NaF}$ ,  $\text{AlF}_3$ ,  $\text{NH}_4\text{Cl}$ ,  $\text{K}_2\text{SiF}_6$ ,  $\text{Na}_2\text{SiF}_6$ ,  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ,  $\text{KBF}_4$ . Наиболее качественные покрытия получают при использовании в качестве активаторов фторидов натрия, алюминия и кремнефторида натрия (2–3 вес. %). Силицирование с добавками галогенидов аммония дает большую толщину по сравнению с фторидами натрия и алюминия, но ухудшается качество слоя из-за образования в нем пор.

Толщина диффузионных силицидных слоев увеличивается при повышении температуры насыщения по параболическому закону. Зависимость толщины силицидного слоя от времени насыщения экспоненциальная. Скорость роста диффузионных слоев практически не зависит от марки титанового сплава, т. е. легирующие элементы, содержащиеся в сплавах, существенно не влияют на скорость формирования покрытия.

Проведенный рентгеноструктурный анализ силицированных образцов показал, что диффузионный слой состоит из силицидов  $\text{TiSi}_2$  и  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ , под которым находится переходная зона твердого раствора кремния в титане, металлографический анализ подтверждает наличие нескольких фаз в слое.

Результаты испытаний жаростойкости показали, что силицирование и алитирование позволяет повысить жаростойкость титановых сплавов ВТ1-0 (рис. 1, а), ОТ4 и ВТ14 при 700°C соответственно в 25, 18 и 6 раз по сравнению с образцами без покрытий. Меньшая эффективность защитных покрытий на сплаве ВТ14 объясняется меньшей толщиной слоя и более высокой жаростойкостью самого сплава ВТ14 по сравнению с ВТ1-0 и ОТ4. Поверхность испытанных образцов осталась чистой и имела темно-зеленый цвет, признаков разрушения покрытия не обнаружено.

Удельное изменение массы образцов из сплава ВТ1-0, испытанных при температуре 850°C, показано на рис. 1, б. Удельное изменение массы незащищенных образцов из сплавов ВТ1-0, ОТ4 и ВТ14 возросло соответственно в 12, 18 и 27 раз по сравнению с испытаниями при 700°C. Изменение массы после испытаний алитированных сплавов показало повышение жаростойкости для сплава ВТ1-0 в 60 раз, ОТ4 в 100 раз и ВТ14 в 54.

Кинетика окисления образцов с обоими типами покрытий описывается законом, близким к параболе.

Повышение температуры испытаний до  $1000^{\circ}\text{C}$  (рис. 1, в) приводит к изменению характера кинетических кривых окисления силицированных и алитированных сплавов. В этом случае окисление силицированных образцов описывается вогнутой кривой, т. е. процесс происходит с возрастающей скоростью.

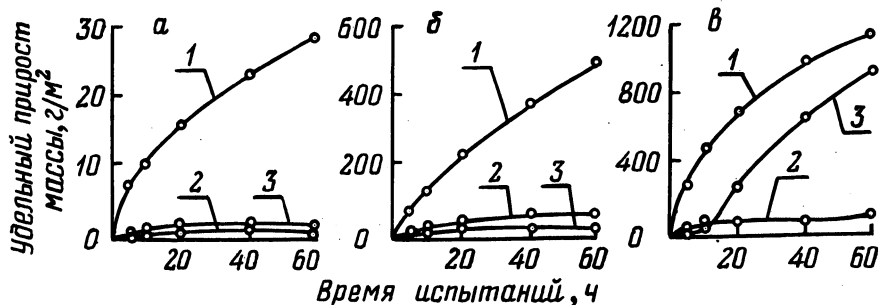


Рис. 1. Кинетика окисления сплава BT1-0 при  $700^{\circ}\text{C}$  (а);  $850^{\circ}\text{C}$  (б);  $1000^{\circ}\text{C}$  (в) соответственно; 1, 2, 3 – соответственно необработанный сплав, силицированный, алитированный.

Алюминидные покрытия в начальный период окисляются по параболическому закону и имеют более высокую жаростойкость, чем силицидные. Но период параболического окисления мал, составляя для BT1-0 10 ч, OT4 – 20, BT14 – 40. При больших выдержках наблюдается резкое увеличение скорости окисления незащищенных образцов.

Легирующие элементы, содержащиеся в сплаве BT14, повышают жаростойкость алюминидных покрытий путем их легирования.

УДК 539.219.3

Л.Г.Ворошнин, докт.техн.наук,  
Е.М.Блох, инженер (БПИ)

### ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ПРИ ЦЕМЕНТАЦИИ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В работе разработана математическая модель диффузионных процессов в многокомпонентных двухфазных системах. При разработке математической модели процесса диффузионного насыщения используется модель элементарных сферических ячеек [1].

Состав частицы и граничащего с ней твердого раствора определяется изотермическим разрезом равновесной диаграммы состояния сплава. Рост включений рассматривается в сфере объемом  $1/N$ , где  $N$  - число включений в единице объема сплава. Распределение элементов в сплаве при насыщении многокомпонентного сплава описывается системой нелинейных дифференциальных уравнений ( $i = 1 - k$ ):

$$\frac{\partial}{\partial t} \left[ (1 - V)C_i + \sum_{p=1}^f V_p C_{i,p}^I \right] = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \sum_{j=1}^k \tilde{D}_{i,j} \frac{\partial C_j}{\partial x} \right], \quad (1)$$

где радиус частицы  $p$ -типа -  $R_p$ , плотность -  $N_p$ ,  $p = 1 - f$ ,  $N = \sum_{p=1}^f N_p$  - плотность частиц второй фазы,  $V_p = N_p \cdot 4/3\pi R_p^3$  - объемная доля частиц  $p$  - типа,  $V = \sum_{p=1}^f V_p$  - общая объемная доля второй фазы,  $C_i$  - средняя концентрация  $i$ -го элемента в твердом растворе,  $C_{i,p}^I$  - концентрация  $i$ -го элемента в частице  $p$  - сорта,  $C_i^{\text{общ}} = (1 - V)C_i + \sum_{p=1}^f V_p C_{i,p}^I$  - концентрация  $i$ -го элемента в сплаве. В уравнении (1) между плоскостями, параллельными насыщаемой поверхностью ( $x = 0$ ), диффузионный массоперенос осуществляется в твердом растворе. Рост частицы  $p$ -го типа описывается следующим уравнением:

$$(C_{i,p}^I - C_{i,p}^{\Gamma}) R_p \frac{\partial R_p}{\partial t} = \sum_{j=1}^k \tilde{D}_{i,j} \frac{C_i - C^{\Gamma}}{W_p}, \quad i = 1, 2, \dots, k. \quad (2)$$

В уравнении (2) - концентрация в твердом растворе на границе с частицей

$$W_p = 1 - \frac{3(1 + R_p/R_*)R_p/R_*}{2[1 + R_p/R_* + (R_p/R_*)^2]}.$$

Величина  $W_p$  в (2) учитывает объемное содержание частиц второй фазы, которая отражается в ячеечной модели значением  $R_*$ . Величины  $C_{i,p}^I$ ,  $C_{i,p}^{\Gamma}$  рассчитываются из условий равновесия на границе частицы и твердого раствора, которое сводится к равенству химических потенциалов всех элементов в частице и твердом растворе:

$$\mu_i^I(C_{1,p}^I, \dots, C_{k,p}^I) = \mu_i^{\Gamma}(C_{1,p}^{\Gamma}, \dots, C_{k,p}^{\Gamma}), \quad i = 0 - k. \quad (4)$$

Из системы уравнений (2) и (4) определяются скорость роста частицы  $p$  - сорта и ее состав, в зависимости от среднего состава твердого раствора  $C_i$ ,  $i = 1 - k$ . После исключения из системы уравнений (2) и (4) величины  $W_p R_p \partial R_p / \partial t$  получаем уравнения, не зависящие от радиуса частицы. Таким образом

$$C_{i,1}^r = \dots = C_{i,f}^r \quad C_i^r; \quad C_{i,1}^I = \dots = C_{i,f}^I \quad C_i^I; \quad W_1 R_1 \frac{\partial R_1}{\partial t} = \\ = \dots = W_f R_f \frac{\partial R_f}{\partial t}.$$

В трехкомпонентных сплавах при расчетах диффузионных процессов вместо общих условий термодинамического равновесия (5) удобнее использовать кривые растворимости и уравнения

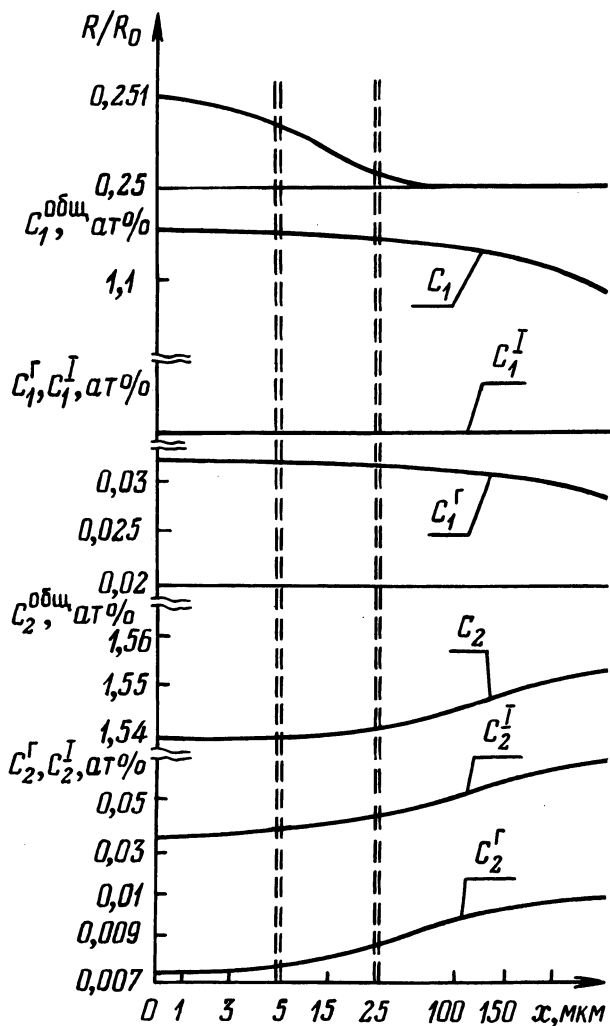


Рис. 1. Изменение концентраций элементов и радиуса частиц цемента в диффузионной зоне.

для конод в двухфазной области, которые экспериментально определены для многих систем:

$f^I(C_1^I, C_2^I) = 0, f(C_1^I, C_2^I) = 0, C_2^I - C_2^I = \gamma(C_1^I, C_1^I),$  (5)  
 где  $f, f^I$  - кривые растворимости для твердого раствора и второй фазы;  $\gamma$  - тангенс угла наклона коноды.

Для сплавов Fe—Cr—C в двухфазной области аустенит - легированный цементит кривые растворимости являются практически прямыми линиями (индекс 1 - углерод, 2 - хром)  $\alpha_1 C_1^I + \alpha_2 C_2^I = 1, \beta_1 C_1^I + \beta_2 C_2^I = 1$ . Угол наклона коноды определяется выражением  $\gamma = \gamma^*/(C_2^* C_2^I)$ , где  $\gamma^*$  - предельное значение тангенса наклона коноды;  $C_2^*$  - предельное значение концентрации хрома в аустените для двухфазной области. К уравнениям (1), (2), (4), описывающим диффузионное насыщение, следует добавить граничные и начальные условия:

$$-\sum_{j=1}^k D_{i,j} \left. \frac{\partial C_i}{\partial x} \right|_{x=0} = \sum_{j=1}^k V_{i,j} (C_j^I - C_j) \Big|_{x=0},$$

$$-\sum_{j=1}^k D_{i,j} \left. \frac{\partial C_j}{\partial x} \right|_{x \rightarrow \infty} \rightarrow 0; \quad C_i \Big|_{t=0} = C_i^{\text{нач}}(x),$$

где  $C_i^{\text{нач}}(x)$  - начальное распределение  $i$ -го элемента в твердом растворе;  $V_{i,j}$  - коэффициенты массопередачи на поверхности.

Для уравнения (2) необходимо задать начальное распределение радиусов частиц в сплаве:

$$R_p \Big|_{t=0} = R_p^{\text{нач}}(x), \quad p = 1 - f.$$

Для численного решения задачи используется неявная консервативная конечно-разностная схема, построенная интегро-интерполяционным методом [2]. Нелинейные разностные уравнения решаются методом простой итерации [2]. Линеаризованные уравнения для концентраций решаются с помощью трехточечной прогонки. Общая блок-схема программы аналогична блок-схеме программы для численного решения уравнений диффузии в многокомпонентном твердом растворе, приведенной в [3]. В качестве примера на рис. 1 приведены результаты численного расчета для сплава Fe—Cr—C.

### Л и т е р а т у р а

1. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. - М.: Металлургия, 1969. - 256 с.
2. Самарский А.А. Теория разностных схем. - М.: Наука, 1977. - 320 с.
3. Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М. Диффузионный массоперенос в многокомпонентных системах. - Минск: Наука и техника, 1979. - 254 с.

Л.Г.Ворошнин, докт.техн.наук,  
 Б.М.Хусид, канд.физ.-мат.наук,  
 Б.Б.Хина, аспирант (БПИ)

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ РОСТА СЛОЯ ФАЗЫ ПРИ ХТО

При рассмотрении процессов роста фаз при химико-термической обработке (ХТО) необходимо учитывать как диффузию, так и процессы на границах фаз - кинетику фазового превращения и образования зародышей.

В настоящей работе построена математическая модель роста слоя интерметаллида при ХТО для бинарных систем, в которых на рост диффузионного слоя влияют кинетические факторы. В основу модели положена теория роста бинарного кристалла из расплава [1]. При высокой активности насыщающего элемента А во внешней среде на поверхности образца образуется слой атомов А - фаза 3. В результате взаимодействия фазы 3 с подложкой (фаза 1) возникает слой фазы 2. Для описания процесса роста фаз 2 и 3 разобьем диффузионную зону на слои, параллельные исходной поверхности образца; толщина слоев близка к толщине критического зародыша фазы 2. Считаем, что доля каждой фазы в слое -  $y_i$ ,  $i = 1-3$ ,  $\sum y_i = 1$  - изменяется непрерывно при переходе от одного слоя к другому. Введем скорости перехода атомов из фазы  $i$  в фазу  $j$  -  $P_{ij}$ ,  $i \neq j$  и  $q_{k2}$  - скорости образования зародышей фазы 2 из фазы  $k$ ,  $k = 1, 3$  на неравновесной границе 1 и 3. Изменение  $C_i$  - концентрации атомов А в  $i$ -й фазе,  $i = 1-3$  происходит вследствие диффузии их в каждой фазе и перехода из одной фазы в другую. При рассмотрении диффузионного массопереноса в трехфазной области необходимо учесть эффект Киркендалла. В [2] предлагается не учитывать скорость движения кристаллической решетки в случае, когда зерна отдельных фаз не связаны между собой. В ряде случаев при взаимной диффузии наблюдается ориентированный рост слоя фазы [3], при этом кристаллические решетки растущей и одной из исходных фаз сопрягаются. Будем считать, что в диффузионной зоне есть сопряжение решеток всех трех фаз. В каждой фазе при этом имеет место упругая деформация решеток. Химический потенциал атомов деформированного твердого тела определен в [4]. При сопряжении решеток фаз, находящихся в одном слое диффузионной зоны, скорость их движения можно считать одинаковой. Если считать, что размеры частиц  $i$ -й

фазы в слое малы, то на каждый атом будет действовать сила, изменяющая его скорость диффузии. Для простоты полагаем, что число узлов в единице объема одинаково для всех трех фаз, а вакансии локально квазиравновесны. Изложенная физическая модель приводит к системе уравнений, записанных в матричной форме:

$$\frac{\partial Y}{\partial t} = A \frac{\partial Y}{\partial x}.$$

$$\frac{\partial(ZC)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( ZD \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \Phi, \quad \Phi = LA^{-1} \frac{\partial Y}{\partial x}, \quad (1)$$

где элементы вектора  $Y$  равны  $y_2$  и  $y_3$ ,  $Z$  - диагональная матрица, элементы которой равны соответственно  $y_1, y_2, y_3$ .  $A$  и  $L$  - матрицы размерностью  $2 \times 2$  и  $2 \times 3$  соответственно, элементы которых линейно зависят от  $C_1, C_2, C_3, P_{ij}, i \neq j, i, j = 1-3, q_{k2}, k = 1, 3$  и величин  $y_2/(y_2 + y_3); y_3/(y_2 + y_3)$ . Недиagonальные члены матрицы коэффициентов диффузии  $D$  отражают влияние градиента концентрации атомов  $A$  в  $j$ -й фазе на поток атомов  $A$  в  $i$ -й фазе,  $i \neq j$ , а диагональные - на поток атомов  $A$  в той же фазе.

При переходе к двухфазной системе уравнения (1) сводятся к уравнениям, аналогичным приведенным в [1].

### Л и т е р а т у р а

1. Темкин Д.Е. Кинетические условия на фронте роста смешанного кристалла. - Рост кристаллов, 1980, т. 13, с. 134-142.
2. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Чадов А.Н. О некоторых характерных особенностях взаимной диффузии в трехкомпонентной системе. - В кн.: Диффузионные процессы в металлах. Тула: ТПИ, 1980, с. 3-10.
3. Ottaviani G. Review on binary alloy formation by thin film interaction. - J. Vac. Sci. Technol., 1979, v. 16, N 5, p. 1112-1119.
4. Nolfi V.F., jr. Chemical potentials in solids. Scr. Metall., 1980, v. 14, N 12, p. 1323-1330.



С.А.Довнар, докт. техн. наук,  
Е.И.Сидор, ст.инженер (ФТИ АН БССР)

## ПРОГРЕССИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ФОРМОВОЧНЫХ ИНСТРУМЕНТОВ ДЛЯ ПРЕСС-ФОРМ

Формовочные инструменты (матрицы и пуансоны) пресс-форм для получения пластмассовых изделий изготавливают преимущественно из цементируемых материалов марок ст. 10, ст. 20 и 12ХНЗА. Эти инструменты после размерно-чистой обработки рабочих фигур упрочняют путем цементации на глубину 0,8-1,0 мм, закалки и отпуска на твердость HRC 50-54. Затем рабочие поверхности инструментов подвергают электролитическому хромированию с образованием покрытия толщиной 25-30 мкм, обеспечивающему повышение их износостойкости и надежности размыкания пресс-форм без разрушения пластмассовых изделий.

Электролитическому хромовому покрытию свойственны высокие растягивающие напряжения, приводящие к его растрескиванию и локальному отделению от основы [1]. Этот вид разрушения является превалирующим и приводит при эксплуатации пресс-форм к залипанию пластмассовых изделий в формовочном инструменте, что вызывает их повреждение.

В настоящем сообщении приведены результаты промышленного апробирования новой технологии поверхностного упрочнения, при использовании которой обеспечивается повышение износостойкости формовочных инструментов за счет снижения трещинообразования хромового покрытия.

Новая технология отличается от обычной тем, что перед цементацией рабочие поверхности инструмента подвергают электролитическому никелированию и диффузионному отжигу, а затем выполняют цементацию и все последующие операции [2]. Положительный эффект введения в процесс упрочнения электролитического никелирования и диффузионного отжига основан на том, что в процессах отжига и цементации никель диффундирует в основу. Это обеспечивает образование на поверхности основы пленки сплава Fe-Ni. После закалки эта пленка имеет структуру аустенита и, следовательно, является пластичной. Это понижает склонность к растрескиванию хромового покрытия, что способствует повышению эксплуатационного ресурса пресс-форм.

Вместе с тем никелевое покрытие является барьером на пути диффузии углерода из углеродсодержащей среды в приповерхностный слой инструмента. С целью определения зависимости глубины цементованного слоя от толщины никелевого покрытия было проведено следующее исследование.

На образцы из ст. 20, 12ХНЗА ( $\varnothing$  20 x 5 мм), обработанные по 8 классу шероховатости поверхности, наносили согласно ГОСТ 9047—75 электролитические никелевые покрытия толщиной 5—10—30 мкм. Затем образцы помещали в металлический контейнер, засыпали сверху слоем отработанного карбюризатора толщиной 3—4 см с целью защиты от окисления и помещали в электропечь сопротивления для отжига. Температура отжига — 800 и 900°C, время выдержки 10 ч. После этого образцы подвергали цементации в твердом карбюризаторе (ГОСТ 2407—64) при 900—930°C в течение 10 ч.

Опыты показали, что толщина никелевого покрытия оказывает заметное влияние на глубину цементации. Так, для образцов без покрытия и с покрытием 10 и 30 мкм толщины цементованных слоев оказались равными соответственно 0,9—0,8—0,6 мм. Причем отжиг (при 800 и 900°C) практически не изменяет толщину цементованного слоя.

После проведения закалки (с 820°C) и отпуска (180°C, 2 ч) образцы подвергали испытанию на твердость. Данные испытания (табл. 1) полезны в том отношении, что они позволяют осуществить выбор толщины никелевого покрытия и режима отжига из условия достижения после упрочнения нормативной твердости HRC 50—54.

Предлагаемая технология поверхностного упрочнения формовочных инструментов апробирована на Борисовском заводе пластмассовых изделий. В качестве объекта упрочнения БЗПИ пред-

**Таблица 1. Твердость HRC сталей после закалки в зависимости от температуры отжига и толщины никелевого покрытия**

Марка стали	Толщина покрытия	Температура отжига, °C		
		без отжига	800	900
Ст. 20	0	60	61	60
	5	58	57	57
	10	57	55	54
	30	54	52	50
12ХНЗА	0	62	62	60
	5	55	53	48
	10	52	52	47
	30	50	49	46

ложил пресс-форму для получения пластмассовой крышки электровилки. Пресс-форма выходит из строя чаще всего из-за нарушения сплошности покрытия хрома на формообразующих поверхностях комплектовующих ее матриц и пуансонов.

Была изготовлена опытная партия пуансонов из стали 12ХНЗА и матриц из ст. 20 (20 комплектов). На все матрицы и пуансоны наносили никелевое покрытие толщиной 20 мкм в ванне блестящего никелирования. Пять комплектов подвергали отжигу под слоем отработанного карбюризатора при 800°C в течение 8 ч, еще пять - при 900°C в течение 7 ч, а остальные десять комплектов после никелирования не подвергались отжигу.

Затем все матрицы и пуансоны цементировали в твердом карбюризаторе согласно ГОСТ 2407-64 при 900-930°C в течение 10 ч. После закалки и низкого отпуска пуансоны имели твердость HRC 50-54, а матрицы - 50-52.

Вслед за термообработкой инструменты подвергались легкому полированию и электролитическому хромированию до образования покрытия толщиной 25-30 мкм. Упрочненными таким образом инструментами была укомплектована опытная пресс-форма.

Одновременно с ней была изготовлена контрольная пресс-форма, укомплектованная матрицами и пуансонами, полученными согласно действующей на заводе технологии (без никелирования и отжига). Обе пресс-формы были одновременно введены в эксплуатацию. Контрольная пресс-форма отпрессовала 420 тыс. изделий и была снята с прессы из-за залипания пластмассовых изделий в инструментах вследствие нарушения сплошности хромовых покрытий. Опытная пресс-форма до нарушения сплошности хромового покрытия отпрессовала 720 тыс. изделий, т. е. в 1,7 раза больше, чем контрольная.

При изучении характера разрушения покрытия установлено, что на хромовом покрытии пуансона, изготовленном без никелирования и отжига, образуется в процессе работы сетка трещин (плат). Это приводит в процессе течения пластмассы к выкрашиванию отдельных участков покрытия хрома. Разрушение хромового покрытия на пуансоне, упрочненном по новой технологии, происходит путем образования царапин в направлении движения твердых частиц, содержащихся в прессуемой пластмассе. С увеличением времени эксплуатации пресс-формы количество таких царапин возрастает, а образовавшиеся ранее царапины расширяются и углубляются до полного разрушения покрытия.

Производственные испытания показали также, что отжиг никелированного инструмента при 800 или 900°C, осуществляе-

мый перед цементацией, не обеспечивает дополнительного повышения стойкости матриц и пуансонов. При визуальном рассмотрении характера износа покрытий на матрицах и пуансонах выявляется однотипность разрушений в покрытиях как обработанных отжигом, так и без этой обработки.

Поэтому для образования буферного подслоя, повышающего прочность сцепления хромового покрытия с основой на инструментах из ст. 20 и 12ХН3А, достаточно после никелирования термического воздействия, обусловленного цементацией, а отжиг в среде отработанного карбюризатора в цикле поверхностного упрочнения не эффективен.

### Л и т е р а т у р а

1. Кудрявцев Н.Г. Электролитические покрытия металлами. - М.: Химия, 1979. - 351 с. 2. А. с. 779442 (СССР). Способ поверхностного упрочнения пресс-форм / С.А.Довнар, А.М.Григорьев, Е.И.Сидор, И.И.Трусов. - Оубл. в Б. И., 1980, № 42.

УДК 621.785.539

С.А.Исаков, инженер, В.А.Дейнеко,  
инженер, В.П.Пахадня, инженер (БПИ)

### БОРИРОВАНИЕ СТАЛИ ИЗ ПОКРЫТИЙ В СРЕДЕ ВОДОРОДА\*

В [1] отмечаются некоторые положительные особенности нового технологического процесса борирования деталей массового производства применительно к текстильной промышленности.

В настоящей работе приводятся результаты лабораторных исследований нового процесса борирования и его практического применения. Сущностью разработанного процесса являются нанесение на обрабатываемую поверхность тонкого слоя (0,1 - 0,5 мм) аморфного бора и отжиг изделия в статической среде водорода. Аморфный бор наносится из водной, спиртовой или другой суспензии (с концентрацией бора 200-400 г на литр растворителя) окунанием, напылением, электрофорезом.

Экспериментально установлено, что при отжиге насыщение происходит через газовую фазу. Водород взаимодействует с бо-

---

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

ром покрытия, образуя борводородные соединения, основным из которых является диборан. Последний попадает на поверхность изделия и разлагается, выделяя активный, атомарный бор. При этом диборан существует в порах покрытия и на расстояниях от бора, не превышающих 0,5 мм (рис. 1).

Такой механизм переноса бора из покрытия к обрабатываемой поверхности, вследствие отсутствия массопереноса в объеме газовой среды, определяет возможность местного борирования и практически полное использование бора на насыщение.

По данным металлографического и рентгеноструктурного анализа при борировании в интервале температур  $800^{\circ}$ – $1050^{\circ}\text{C}$  на углеродистых, нелегированных сталях (независимо от содержания углерода) формируются однофазные ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ) диффузионные слои с микротвердостью  $H_{\text{П}0,981}$  до  $1500 \text{ Н/мм}^2$ .

Для интенсификации борирования в покрытие вводили соли металлов ( $\text{FeCl}_2$ ,  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ,  $\text{KBF}_4$ ,  $\text{NaCl}$ ), образующих при температуре борирования жидкую фазу [2]. Уже при наличии в покрытии до 2% (вес.) соли-активатора значительно увеличивается скорость насыщения (рис. 2). Установлена также возможность регулирования фазового состава диффузионного слоя с помощью различной концентрации активаторов в покрытии. При введении в покрытие свыше 20%  $\text{FeCl}_2$ , 16%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ , 8%  $\text{KBF}_4$  и 18%  $\text{NaCl}$  диффузионный слой имеет двухфазное строение. Микротвердость высокобористой фазы  $\text{FeB}$  составляет  $19000$ – $20500 \text{ Н/мм}^2$ .

Полученные результаты исследования кинетики борирования (рис. 3) свидетельствуют о соизмеримости скорости насыщения разработанным способом со скоростью насыщения жидкостным и газовым методами.

По результатам лабораторных исследований разработана технология и опытно-промышленная установка для борирования нитепроводников в условиях Могилевского комбината шелковых тканей. Износ этих деталей происходит из-за абразивного истирания части поверхности, находящейся в контакте с нитью, движущейся с высокой скоростью. Доля изнашиваемой поверхности

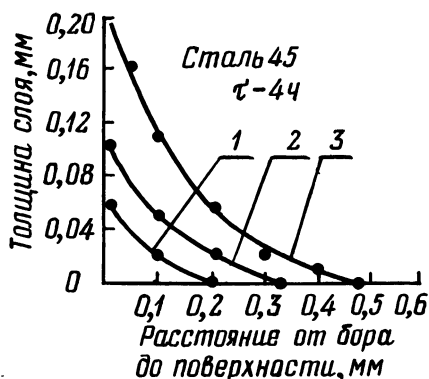


Рис. 1. Зависимость толщины боридного слоя от расстояния между бором и насыщаемой поверхностью: 1–3 –  $850^{\circ}\text{C}$ ;  $950^{\circ}\text{C}$ ;  $1050^{\circ}\text{C}$  соответственно.

нитепроводников от общей площади поверхности составляет 0,3–0,7%. Поэтому для данных деталей целесообразно местное борирование, что обеспечивает разработанный процесс. Изготавливаются нитепроводники из сталей 45, У8А, 65Г. Особенностью этих изделий является массовое их производство и потребление на текстильных предприятиях. Средняя годовая потребность в нитепроводниках на предприятии составляет 500 тыс. шт.

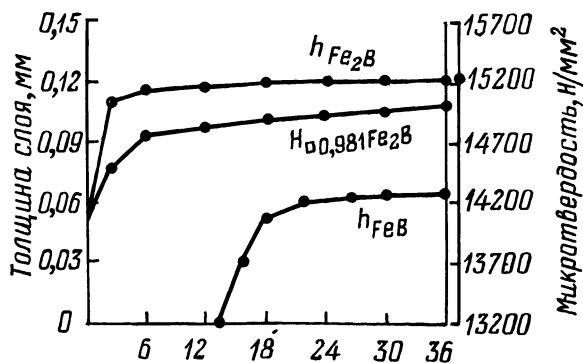


Рис. 2. Зависимость результатов борирования от количества активатора в покрытии.

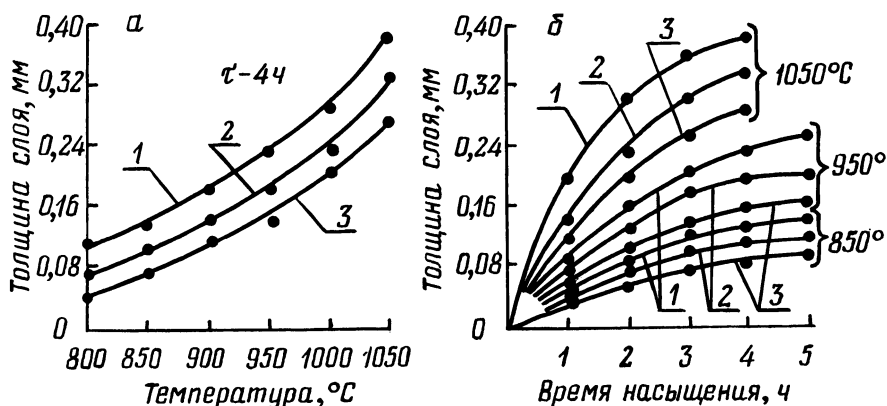


Рис. 3. Кинетика борирования из покрытий бор + 2% буры в водороде: а, б – соответственно зависимость от температуры и от времени; 1, 2, 3 – соответственно армко-Fe; сталь-45; У8.

Годовая эксплуатация установки для борирования позволила выявить применимость разработанного процесса для обработки нитепроводников и определить технико-экономические показатели процесса. Все операции просты, обеспечивают высокую производительность (до 500 деталей в час). Расход бора состав-

ляет 12–15 г на 1000 деталей, водорода 12–15 л на 1000 деталей. Это позволяет производить обработку годовой программы нитепроводников на несложных установках, состоящих из стандартных агрегатов (муфельные печи, герметичные контейнеры из жаростойкой стали, генераторы водорода типа СГС–2). При годовой программе обрабатываемых деталей свыше 500 тыс. шт. становится экономически целесообразным проводить процесс на проходных, конвейерных водородных печах.

Борирование позволяет повысить стойкость нитепроводников в 4–7 раз. Экономический эффект при этом достигает 100–150 руб. на 1000 деталей. Кроме того, проведенные производственные испытания показали эффективность борирования по разработанному способу целого ряда деталей текстильного оборудования (в частности пневматических ткацких станков и станков СТБ–2), отличающихся также массовым производством и потреблением. Это указывает на перспективность разработанного процесса борирования для широкого внедрения на предприятиях легкой промышленности.

#### Л и т е р а т у р а

1. Ляхович Л.С., Долманов Ф.В., Исаков С.А. О применении борирования для деталей массового производства. – В сб.: Металлургия. Минск: Вышэйшая школа, 1981, вып. 16, с. 74–75. 2. А. с. 865967 (СССР). Состав для борирования стальных изделий / Л.С.Ляхович, Ф.В.Долманов, С.А.Исаков. Оpubл. в Б. И., 1981, № 35.

УДК 621.787:621.7.044.2

В.Н.Ковалевский, канд.техн.наук,  
Ю.Г.Алексеев, мл. науч. сотр.,  
Е.С.Голубцова, аспирант (БПИ)

#### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО–СКОРОСТНОГО ФАКТОРА НА УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ

Воздействие плоских и косых ударных волн при упрочнении металлов энергией взрыва сопровождается увеличением прочности, износостойкости и в целом эксплуатационных характеристик металлов и сплавов [1–3]. Для получения значительного эффекта упрочнения в качестве энергоносителя используются высокобризантные взрывчатые вещества (ВВ) со скоростью детонации 7700–8600 м/с и давлением за фронтом ударной волны  $P = 190 \cdot 10^4 - 340 \cdot 10^4$  МПа.

Упрочнение металлов под действием продуктов детонации низкобризантных ВВ ( $D = 3500-4500$  м/с,  $P = 30 \cdot 10^4 - 70 \cdot 10^4$  МПа) наблюдается при сварке взрывом в процессе пластической деформации трубных заготовок.

Значительный интерес для теории и практики сварки представляет изучение высокоскоростной деформации в режимах сварки в интервале температур, которые совпадают с фазовыми или структурными превращениями, в сплавах, когда возникают новые явления в пластическом поведении материала, вызываемые этими превращениями. Использование нагрева благоприятно сказывается на формоизменении сплавов, деформация которых затруднена ввиду низкой пластичности при комнатных температурах. При нагреве снижается сопротивление пластической деформации, что позволяет осуществлять сварку толстостенных труб на низких режимах.

Исследования выполнялись на сталях аустенитного ОХ12Г14Н4ЮА, бейнитного 38ХН3МФА, феррито-перлитного классов 30ХГСА и мартенситностареющей стали. Образцы подвергались высокоскоростной деформации при скорости метания  $v = 400-600$  м/с, степени деформации  $\epsilon = 30-70\%$  и температуре  $t = 20^\circ, 750^\circ\text{C}$ .

Сталь ОХ12Г14Н4ЮА деформировалась осаживанием на цилиндрическую оправку трубной заготовки в указанных режимах при температуре  $t = 20^\circ\text{C}$ . Было установлено, что воздействие высокоскоростной пластической деформации на аустенитную структуру легированных сталей сопровождается существенными изменениями в структуре и свойствах сплава. Так, наибольший рост значений микротвердости и прочности стали наблюдается при увеличении степени деформации до 50%, что позволяет повысить значение микротвердости в два раза (до 4100 МПа), а предел прочности с 570 МПа до 1200 МПа.

Исходная структура стали, представляющая собой аустенит закалки высоколегированной стали с большим содержанием легирующих элементов, под воздействием интенсивной высокоскоростной пластической деформации приобретает разориентированные, пересекающиеся, не имеющие прямолинейного характера линии скольжения, развитие которых связано с изменением плоскостей скольжения в процессе деформации. Наличие большого количества частиц вторичных фаз приводит к возникновению и повышению плотности дислокаций, а импульсное приложение нагрузки увеличивает скорость их перемещения более чем на порядок, что сопровождается ростом сопротивления деформированию.

Интенсивная пластическая деформация ( $\epsilon = 50\%$ ) приводит к



появлению мартенситной  $\alpha'$  фазы, которая способствует значительному повышению механических характеристик стали.

При дальнейшем увеличении степени деформации наступает насыщение процессов образования дислокаций и фазового распада, что сопровождается снижением интенсивности деформационного упрочнения сплава.

Упрочнение стали 38ХНЗМФА осуществлялось в интервале температур фазового перехода  $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$  ( $750^{\circ}C$ ) при степени деформации ( $\epsilon = 30-70\%$ ). Было установлено, что деформационно-термическое упрочнение стали при импульсном приложении нагрузки значительно повышает прочностные характеристики материала  $\sigma_B = 1600-1660$  МПа (для стали 38ХНЗМФА в исходном состоянии  $\sigma_B = 1000-1100$  МПа), при высоких значениях ударной вязкости материала ( $a_H = 1,0-1,2$  кДж/м<sup>2</sup>) и характеристиках пластичности ( $\delta = 8-12\%$ ).

Микроструктурные исследования стали 38ХНЗМФА показали ярко выраженную текстурованность материала и высокую дисперсность структуры. Микрорентгеноспектральный анализ стали показал, что повышается дисперсия карбидообразующих элементов хрома, молибдена и ванадия с одновременным более равномерным распределением их по объему сплава.

Высокоскоростная пластическая деформация в интервале температур фазового превращения за счет диффузионных процессов и бездиффузионных фазовых перестроений перераспределяет легирующие элементы, повышает их дисперсность, измельчает субструктуру сплава, что позволяет осуществлять пластическую деформацию его при степени деформации значительно превышающей критическую ( $\epsilon = 18\%$ ) при комнатных температурах.

Условия нагружения стали 30ХГСА:  $\epsilon = 10-50\%$ ,  $t = 20^{\circ}C$ ,  $v_H = 400$  м/с. Сталь подвергалась деформации энергией взрыва в состоянии поставки ( $\sigma_B = 620-650$  МПа) и термообработки: закалка  $870^{\circ}C$  в воде и отпуск  $540^{\circ}C$   $\tau = 30$  мин ( $\sigma_B = 700-730$  МПа). Исследования упрочненной стали 30ХГСА показали, что повышение прочностных характеристик наблюдается для стали в состоянии закалки и отпуска до  $\epsilon = 30\%$  в среднем на  $40\%$  ( $\sigma_B = 930-950$  МПа), а при  $\epsilon = 40\%$  интенсивность упрочнения уменьшается ( $\sigma_B = 890-920$  МПа).

При  $\epsilon = 50\%$  возникают радиальные трещины, которые распространяются от внутренних слоев к наружным по эвольвенте.

Упрочнение стали 30ХГСА в состоянии поставки в тех же режимах при  $t = 750^{\circ}C$  показало, что увеличение предела прочности стали возрастает в указанном интервале степеней деформации и при  $\epsilon = 50\%$  превышает исходные значения на  $40-45\%$ .

При этом следует отметить, что направленность структуры приводит к значительной анизотропии свойств. Так, в направлении оси трубной заготовки  $\sigma_B = 1140-1160$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 810$  МПа, а в радиальном  $\sigma_B = 960-980$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 720$  МПа. Микроструктурные исследования показали, что с увеличением степени деформации до 50% (при  $t = 750^\circ$ ) наблюдается уменьшение ферритных прослоек, их дробление и увеличение дисперсности структуры в целом. Карбидообразующие элементы Cr, Mn более равномерно распределяются в объеме сплава.

Мартенситностареющая сталь (с содержанием Co до 8,5%) подвергалась деформации обжатием энергией взрыва на оправку с  $\epsilon = 40\%$  в состоянии закалки  $820^\circ\text{C}$  (охлаждение на воздухе).

Исследования упрочненных взрывом образцов показали, что упрочнение при температуре закалки дает повышение предела прочности  $\sigma_B$  до 1070 МПа (исходный материал  $\sigma_B = 1000$  МПа) при  $\delta = 9,6\%$ ,  $\Psi = 76,4\%$ , HRC = 34-39 (в исходном материале  $\delta = 9\%$ ,  $\Psi = 65\%$ , HRC = 30-31). Последующее старение упрочненного сплава повышает механические характеристики  $\sigma_B = 2020$  МПа,  $\delta = 8,6\%$ ,  $\Psi = 60,5\%$ , HRC = 51-53 (в исходном материале  $\sigma_B = 2000$  МПа,  $\delta = 9,3\%$ ,  $\Psi = 52\%$ , HRC = 51-52).

Деформация  $\epsilon = 40\%$  при  $t = 490^\circ$  превышает критическую, что привело к разрушению образцов. Упрочнение стали в закаленном состоянии при  $t = 20^\circ$  и последующее старение сплава не привело к существенным изменениям механических свойств.

Следует отметить, что в процессе упрочнения мартенситностареющей стали наиболее чувствительной характеристикой является  $\Psi$ -характеристика сосредоточенной пластической деформации.

Микроструктурные исследования сплава показали значительное изменение размеров зерен, их направленность и интенсивную пластическую деформацию их с плотным расположением линий скольжения и двойников.

#### Л и т е р а т у р а

1. Дерибас А.А., Матвеенков Ф.И., Соболенко Т.М. Упрочнение взрывом высокомарганцовистых сталей. - ФГВ, 1966, № 3, с. 83-88.
2. Козорезов К.И., Скугурова И.Ф. Упрочнение сталей ударными волнами. - Физика и химия обработки материалов АН СССР, 1969, № 2, с. 91-99.
3. Дидык Р.П., Грязнова Л.В. Взрывное упрочнение малоуглеродистой стали при различных положениях фронта детонации. - ФГВ, 1974, т. 10, № 1, с. 122-126.

М.С.Краснер, инженер (МКТЭИавтопром),  
Э.П.Пучков, канд. техн. наук (БПИ)

### ГАЗОВАЯ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ 5Х3В3МФС

Полутеплостойкие и теплостойкие стали в сочетании с цементацией или нитроцементацией являются перспективными материалами для изготовления штампового, режущего, вырубного и других видов инструмента. Однако обеспечение необходимых свойств диффузионного слоя достигается получением в нем достаточной концентрации углерода. Так, для стали 5Х3В3МФС поверхностная концентрация углерода должна быть более 2%.

В [1] разработан способ высокотемпературной (950–1000°C) нитроцементации стали 5Х3В3МФС. По этому способу получают диффузионный слой, содержащий карбидную зону с концентрацией углерода более 2%, но скорость роста толщины этой зоны низкая. Так, за 9–12 ч при температуре 950–1000°C получают карбидную зону толщиной 0,2–0,3 мм с концентрацией углерода в ней 2–3%. Однако такая толщина недостаточна для изделий, поверхность которых необходимо подвергать шлифовке после термообработки, так как при этой операции она почти полностью снимается, что снижает эксплуатационные характеристики изделий.

Получение большей толщины карбидной зоны диффузионного слоя по этому способу связано с резким увеличением времени насыщения. Для получения на стали 5Х3В3МФС толщины карбидной зоны 0,4 мм требуется уже 20–25 ч.

Целью настоящей работы является интенсификация кинетики роста карбидной зоны диффузионного слоя в процессе нитроцементации стали 5Х3В3МФС. Предварительные исследования показали, что рост карбидной зоны тормозится слоем высокоазотистого аустенита, образующимся под карбидной зоной в процессе нитроцементации.

Для удаления этого слоя было предложено после определенного времени нитроцементации подвергать изделия деазотированию, а затем дополнительной нитроцементации.

В данной работе насыщение проводили на установке, созданной на базе модернизированной лабораторной печи ТЭП-1, и в стандартной шахтной электропечи Ц-25. Структуру диффузионного слоя изучали с помощью микроскопов МИМ-8М и "Квантимаг 720". Концентрацию углерода в диффузионном слое определяли методом локального спектрального анализа.

В качестве деазотирующих атмосфер были опробованы следующие: диссоциированный аммиак, природный газ и воздух. Время деазотирования варьировали от 0,5 до 3 ч. В качестве нитроцементирующей атмосферы применяли метано-аммиачную смесь, содержащую 17–19 об. % аммиака и 81–83 об. % природного газа. Длительность первичного и повторного насыщения изменяли от 3 до 9 ч. Температура нитроцементации и деазотирования во всех опытах составляла 980°C.

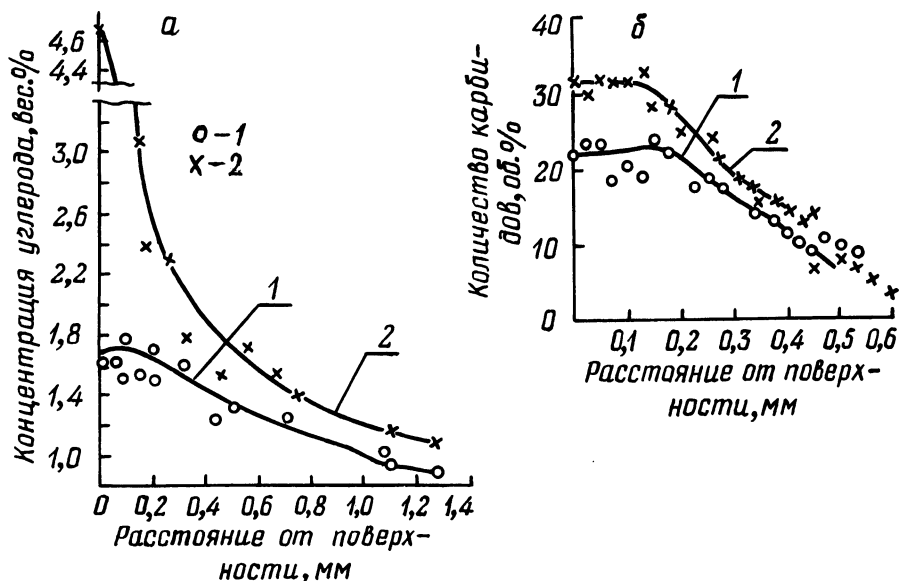


Рис. 1. Распределение концентрации углерода (а) и карбидной зоны (б) по толщине нитроцементованного слоя стали 5Х3В3МФС после различных режимов насыщения (температура насыщения 980°C): 1 – нитроцементация в атмосфере 18 % об. аммиака + 82 % об. природного газа. 9 ч; 2 – нитроцементация в этой же атмосфере (6 ч), деазотирование в атмосфере полностью диссоциированного аммиака (1 ч), затем повторная нитроцементация в указанной атмосфере (3 ч).

Результаты проведенных исследований представлены рис. 1. Операция деазотирования позволяет существенно увеличить поверхностную концентрацию углерода и толщину высокоуглеродистой зоны диффузионного слоя (рис. 1, а), повысить количество карбидов в этой зоне (рис. 1, б).

Увеличение поверхностной концентрации углерода ведет к увеличению толщины зоны диффузионного слоя с высокой твердостью. Так, при поверхностной концентрации углерода 2,4–2,9% и повторной закалке с 920°C (масло) твердость HRC 64 сохраняется на глубине 1 мм. При поверхностной концентрации

углерода 1,0–1,5% и аналогичной термообработке твердость HRC 64 сохраняется на глубине 0,55 мм.

Сравнение атмосфер, опробованных для операции деазотирования, показало, что максимальная скорость процесса и необходимое качество диффузионного слоя достигаются при использовании атмосферы диссоциированного аммиака. Достаточное время деазотирования в этой атмосфере составляет 1–2 ч, а длительность повторной нитроцементации – 3 ч.

Время нитроцементации до операции деазотирования определяется требуемой толщиной диффузионного слоя и, например, для получения толщины 1,5–2 мм составляет 6 ч.

Для определения влияния на структуру и фазовый состав диффузионного слоя условий подстуживания изделий после нитроцементации вместе с печью при подаче насыщающей атмосферы проведены эксперименты, в которых температуру подстуживания изменяли от 820 до 950°C, а время выдержки при температуре подстуживания – от 0,5 до 3 ч. После подстуживания до заданной температуры и выдержки при этой температуре образцы выгружали на воздух.

Проведенные эксперименты показали, что режим подстуживания изделий после нитроцементации оказывает существенное влияние на концентрацию углерода в карбидной зоне диффузионного слоя. Подстуживание до температуры 820–850°C и выдержка в течение 2 ч при этой температуре приводят к образованию карбидной зоны, содержащей более 3% углерода. Подстуживание до температуры 880–900°C и выдержка в течение одного часа при этой температуре приводят к образованию карбидной зоны, содержащей 2,4–2,9% углерода. Подстуживание до температуры 920–950°C и выдержка в течение одного часа при этой температуре сохраняют концентрацию углерода в карбидной зоне, полученную в процессе насыщения (2,0–2,5%).

На основании проведенных исследований разработан технологический процесс упрочнения изделий, изготовленных из стали 5ХЗВЗМФС или ее заменителей (например, 4Х5МФС, 4Х5В2ФС или 4Х5МФСЛ), включающий следующие операции:

- 1) нитроцементация при температуре 980–1000°C в течение 6 ч в атмосфере, содержащей 15–19 об. % аммиака и 81–85 об. % природного газа;

- 2) деазотирование при температуре 980–1000°C в течение 1–2 ч в атмосфере полностью диссоциированного аммиака;

- 3) повторная нитроцементация при температуре 980–1000°C в течение 3 ч в атмосфере, содержащей 15–19 об. % аммиака и 81–85 об. % природного газа;

4) подстуживание вместе с печью при подаче насыщающей атмосферы, применявшейся на предыдущих этапах, до температуры 850–920°C и выдержка при этой температуре 0,5–2 ч (условия подстуживания выбираются в зависимости от необходимой концентрации углерода в карбидной зоне);

5) охлаждение на воздухе или закалка в масло.

Этот технологический процесс внедрен на Минском автомобильном заводе для упрочнения инструмента холодного выдавливания, изготовленного из приведенных марок стали. Промышленные испытания показали, что стойкость упрочненного по разработанной технологии инструмента в 1,6–2,5 раза выше стойкости серийного инструмента, изготовленного из стали X12M. Годовой экономический эффект составил более 50 тыс. руб.

### Л и т е р а т у р а

1. Краснер М.С., Чеканский В.В. Применение контролируемых атмосфер для упрочнения холодноштампового инструмента методом газовой карбидизации. – В кн.: Электротермическое оборудование для новых видов термообработки: Тез. докл. Всесоюз. научн.-техн. симпозиума, М., 1976, с. 41–42.

УДК 669.71.017:621.762

И.Ю.Купрянова, инженер,  
П.А.Пархутик, канд.техн.наук (ФТИ)

### СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРЕССОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ВТОРИЧНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ГРАНУЛИРОВАНИЕМ

Производство полуфабрикатов прессованием профилей и прокаткой ленты из сплавов, полученных гранулированием, является одним из перспективных путей использования вторичных алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов [1].

Между тем далеко недостаточно изучена структурная морфология гранул разных сплавов, а имеющиеся данные о структуре и свойствах полуфабрикатов из них неоднозначны и не систематизированы.

В данной работе исследованы структурные особенности гранул вторичных алюминиевых сплавов АК5М2, АК4М4 (ГОСТ 1585–73), сложнoleгированных сплавов типа раскислителей АВ86, АВ88 и полуфабрикатов из них. Гранулы отливались при температуре расплава 820–850°C центробежным способом в

воду. Согласно расчетным данным [2], скорость охлаждения в зависимости от размера гранул ( $\phi 1-5$  мм) составляла  $10^3-10^4$  °C/с. Прессованные полуфабрикаты изготавливались в виде уголков, швеллеров, полос, прутков. Гранулы, предварительно скомпактированные в брикеты диаметром 100 мм, подвергали прессованию через соответствующие матрицы на 1000-тонном прессе. Удельное давление прессования составляло 300-350 МПа. Скорость истечения профиля составляла до 6 м/мин, коэффициент вытяжки - 60-70%.

В структуре слитка, сложившейся при сравнительно медленном охлаждении (в кокиль) на фоне крупных участков  $\alpha$ -твердого раствора легирующих элементов (Cu, Si, Mg, Mn) в алюминии видны грубые выделения эвтектического кремния, сильно протравленные более темные частицы фазы  $\text{CuAl}_2$  и грубого строения первичные выделения четверной фазы типа  $\text{Al}_6(\text{SbFeMn})$  в форме "китайского штифта" [3]. В отдельных местах наблюдаются также иглообразные частицы фазы  $\text{Al}_3\text{Fe}$ . Переход к высоким скоростям охлаждения при кристаллизации гранул приводит к коренным изменениям в микроструктуре сплава. Участки твердого раствора сильно измельчаются, приобретают направленный резко дендритный характер. Междендритные прослойки создают тонкую непрерывную сетку эвтектических фаз, дифференцировать которые затруднительно даже при максимальных увеличениях оптического микроскопа. Первичная кристаллизация сложной железомарганцевой фазы подавляется, гетерогенная структура становится однородной. Структура горячепрессованного прутка, текстурованная в направлении прессования, состоит из  $\alpha$ -твердого алюминиевого раствора, в котором равномерно распределены весьма мелкодисперсные включения фаз Si и  $\text{Al}_6(\text{SiFeMn})$  темного цвета, S и  $\text{CuAl}_2$  светлого оттенка. Частицы интерметаллидов сферические, микронных размеров.

Механические испытания полуфабрикатов из сплавов АК5М2 и АК4М4 проведены на плоских образцах, вырезанных из горячепрессованных уголков 40 x 40 x 3 мм. В исходном горячепрессованном состоянии средние значения механических свойств составили:  $\sigma_B = 290$  и 305;  $\sigma_{0,2} = 160$  и 172 МПа;  $\delta = 15$  и 8% для сплавов АК5М2 и АК4М4 соответственно. В случаях необходимого повышения пластичности прутков и профилей применяют смягчающий отжиг. В процессе отжига оба сплава наиболее заметно разупрочняются при 300°C в течение 4 ч. Предел прочности и предел текучести снижаются при этом на 25-30%, а относительное удлинение возрастает на 15-20%. Повышение температуры отжига до 350-400°C вызывает обратный

эффект – возрастание прочностных свойств и падение пластичности до исходного или даже более низкого уровня. Возможно, это явление связано с частичным растворением избыточных упрочняющих фаз в  $\alpha$ -твердом растворе при повышенных температурах и подкалкой тонкостенных профилей при охлаждении на воздухе с последующим естественным старением. Таким образом, для прессованных из гранул сплавов АК5М2 и АК4М4 профилей можно рекомендовать смягчающий отжиг при 300–320°C, который проводится при температуре ниже температуры обычного гомогенизирующего отжига термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Концентрация легирующих элементов в матричном твердом растворе при пониженной температуре нагрева получается относительно низкой, поэтому можно использовать быстрое охлаждение на воздухе. Время выдержки при нагреве 2–6 ч в изменении прочностных характеристик существенной роли не играет.

Условия упрочняющей термической обработки являются многофакторными, включающими режимы закалки, охлаждения, старения и т. д. Поэтому режимы термической обработки устанавливали с помощью математических методов планирования эксперимента. Наиболее сильное влияние на свойства прессованных профилей оказывают температура нагрева под закалку и температура старения, причем прочностные характеристики возрастают при повышении температуры закалки и снижении температуры старения. Величина предела текучести в большей степени зависит от температуры закалки и в меньшей – от температуры старения. Пластичность сплава возрастает при снижении температуры закалки и сокращении выдержки при ней.

В качестве примера режима упрочняющей термообработки можно рекомендовать закалку сплавов в холодную воду (20°C) от температуры 500°C после двухчасовой выдержки при ней и искусственное старение через сутки при 150°C в течение 12 ч. При этом на образцах из горячепрессованных профилей из сплава АК5М2 достигаются следующие значения свойств:  $\sigma_B = 390$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 280$  МПа,  $\delta = 10\%$ ; для сплава АК4М4 –  $\sigma_B = 390$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 260$  МПа,  $\delta = 7\%$ . При некотором снижении пластичности ( $\delta \approx 5\%$ ) можно существенно повысить предел прочности до 400 МПа, предел текучести до 330 МПа.

Значения предела прочности и относительного удлинения при растяжении горячепрессованных прутков из сложнлегированных сплавов типа раскислителей сильно зависят от общей суммы содержания легирующих элементов в них (рис. 1). В исходном состоянии он возрастает с 250 МПа у сплавов с 9% легирующих



элементов до 280–290 МПа (у сплавов с 12–13% и выходит на уровень 320–330 МПа у сплавов с 14–18% легирующих добавок. После отжига предел прочности снижается у всех сплавов примерно в одинаковой степени – на 20–25% и составляет от 190 до 260 МПа. Упрочняющая термическая обработка способствует сильному возрастанию предела прочности у сплавов с 12–14% легирующих элементов, который достигает уровня 410–430 МПа. Сплав с 9% добавки упрочняется после закалки и старения значительно слабее (на 30–40 МПа). При естественном старении после закалки значения предела прочности сплавов с 12–14% легирующих добавок ниже, чем после искусственного старения (рис. 1, а). Это, возможно, связано с не-

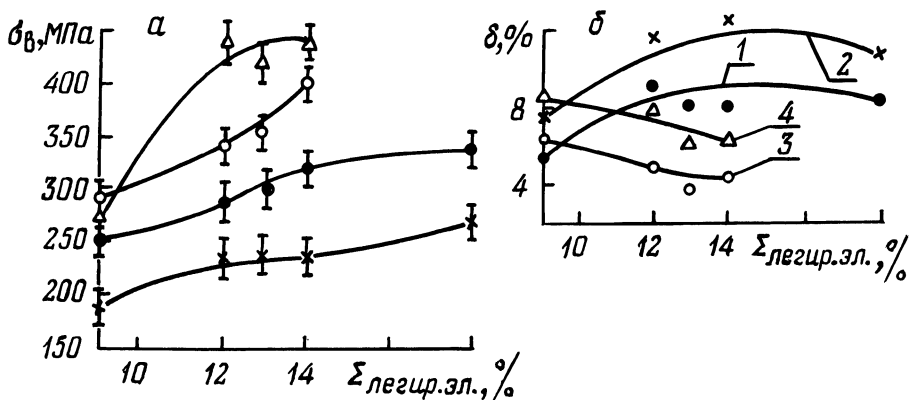


Рис. 1. Изменение предела прочности (а) и пластичности (б) прессованных прутков из гранулированных сплавов в зависимости от содержания в них легирующих элементов и режимов термической обработки:

1 – исходное горячепрессованное состояние; 2 – отжиг при 400°С в течение 5 ч; 3 – закалка + искусственное старение; 4 – закалка + естественное старение.

полнотой протекания при комнатной температуре в течение 4 суток процесса дисперсионного твердения. Подобное предположение подтверждается и данными по определению условного предела текучести – характеристики материала, особенно чувствительной к форме и размерам упрочняющих фаз. После закалки и искусственного старения предел текучести у сплавов с 12–14% легирующих элементов оказался очень высоким (360–380 МПа), а после естественного старения в течение 4 суток максимальный предел текучести еще не достигнут и составляет всего 200–270 МПа.

Несмотря на высокую степень легированности исследованных сплавов и весьма высокое содержание суммы вредных примесей, особенно железа, их пластичность остается значительной. Полу-

ченные значения относительного удлинения для исходного горячепрессованного состояния составляют 5–9%, что на порядок выше, чем у литых сплавов подобных композиций. После гомогенизирующего отжига относительное удлинение возрастает до 10–13% у сплавов с 12–14% легирующих элементов, у сплава с 18% добавок – до 9% (рис. 1, б). После закалки и старения прессованные гранулированные сплавы обладают довольно высокими запасами пластичности. Относительное удлинение у сплавов с 12–14% примесей составляет 4–5 и 5–8% после искусственного и естественного старения соответственно.

Оценивая в комплексе прочностные и пластические характеристики горячепрессованных сложнолегированных гранулированных сплавов, можно отметить, что наиболее удачное сочетание свойств после различных видов термообработки достигается, если сумма легирующих элементов в сплавах составляет 12–15%. Уровень предела прочности после закалки и старения может достигнуть 400–430 МПа, а относительного удлинения – 4–5%.

Таким образом, в данной работе экспериментально показано, что структурные особенности, сложившиеся в процессе быстрой кристаллизации гранул, наследуются и в полуфабрикатах из них, что позволяет получить в готовых изделиях из литейных алюминиевых сплавов свойства, которые находятся на уровне соответствующих показателей свойств, получаемых у деформируемых алюминиевых сплавов.

## Л и т е р а т у р а

1. Белов А.Ф. Металлургия гранул – новый путь повышения конструкционных материалов. – Вестник АН СССР, 1975, № 5, с. 74. 2. Малиновский Р.Р., Тарарышкин В.И. Условия охлаждения при гранулировании металлов. – Технология легких сплавов, № 3, 1969, с. 24. 3. Пархутик П.А., Бадаев Г.В., Лубенский М.З. Структура вторичных литейных сплавов, полученных гранулированием. – МиТОМ, 1980, № 6, с. 61. 4. Колпашников А.И., Ефремов А.В. Гранулированные материалы. – М.: Металлургия, 1977. – 296 с.

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

## ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ПОРОШКОВОГО БОРИРОВАНИЯ

В последние годы наметилась тенденция широкого использования порошковых сред для осуществления процесса борирования. Это связано с такими достоинствами порошкового метода насыщения, как минимальная степень поводок и деформаций упрочненных деталей, простота осуществления и малоотходность технологии упрочнения.

Общим недостатком всех порошковых смесей является их низкая насыщающая способность по сравнению с остальными методами борирования. Повышения активности смеси можно добиться увеличением температуры насыщения, что приводит и к ухудшению физико-механических свойств сердцевины, и к снижению свойств самого боридного слоя. Многие исследования отмечают необходимость снижения интервала температур борирования до 800–900°C [1]. Для получения слоя достаточной толщины в данном интервале температур необходимо интенсифицировать процесс порошкового борирования.

Целью настоящей работы явилась интенсификация процесса борирования из порошковых алюмотермических смесей введением новых активаторов и разработка технологичных смесей для насыщения.

На основании результатов проведенных исследований установлено, что введение в порошковую насыщающую среду для борирования окислов металлов, восстанавливающихся при температуре процесса, приводит к увеличению толщины боридного слоя. Наиболее эффективной добавкой оказался молибденовый ангидрид.

В литературе имеются данные по интенсификации процесса порошкового боротитанирования серой [2]. Интенсифицирующее действие серы можно объяснить резким увеличением количества активной газовой фазы в реакционном объеме за счет образования сульфидов бора и фторидов серы. Введение серы в смесь, содержащую молибденовый ангидрид, дает дополнительный эффект увеличения толщины слоя, видимо, за счет реакций фторирования окисла фтористой серой.

Все боридные слои, полученные из исследуемых сред двухфазные ( $FeB + Fe_2B$ ), но если после насыщения в первой

смеси содержание высокобористой фазы составило 30%, то в остальных двух смесях ее содержание составляет 60%.

Разработанные смеси имеют высокую технологичность – после насыщения смесь не спекается, не налипает на поверхность изделия. Детали после насыщения имеют серебристый цвет.

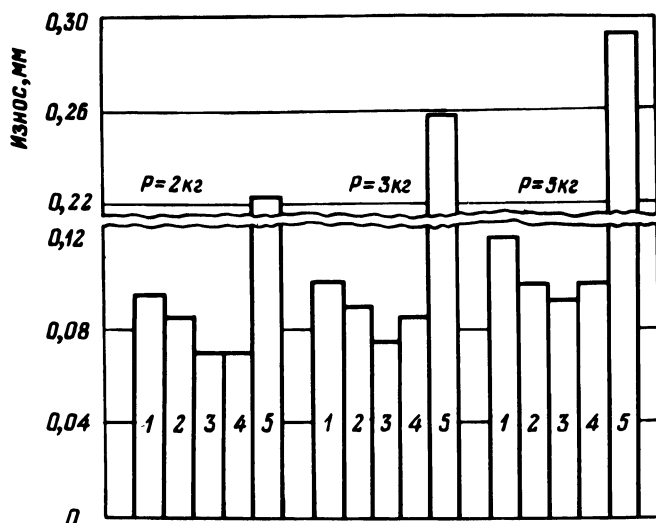


Рис. 1. Сравнительная износостойкость боридных слоев на стали У8  $t_{ХТО} = 900^{\circ}\text{C}$ ;  $\tau_{ХТО} = 4$  ч;  $\tau_{исп} = 0,5$  ч:  
 1 –  $60\text{Al}_2\text{O}_3 + 18\text{Al} + 22\text{B}_2\text{O}_3 + 1\text{LiF}$ ; 2 –  $58,8\text{Al}_2\text{O}_3 + 17,6\text{Al} + 21,6\text{B}_2\text{O}_3 + 2\text{MoO}_3 + 1\text{LiF}$ ; 3 –  $58,8\text{Al}_2\text{O}_3 + 17,6\text{Al} + 21,6\text{B}_2\text{O}_3 + 2\text{MoO}_3 + 1\text{S} + 1\text{LiF}$ ; 4 –  $100\text{B}_4\text{C} + 1\text{LiF}$ ; 5 – закалка + низкий отпуск HRC61.

Микрорентгеноструктурным анализом на установке JXA-5A установлено наличие серы в слое, причем основными местами ее скопления являются границы раздела  $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$  и сердцевина  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Наличие серы в слое приводит к снижению микротвердости боридов, в особенности высокобористого с 17100 до 12600  $\text{H}/\text{мм}^2$ . Такое снижение твердости позволяет получать боридные покрытия без сколов и трещин. Кроме того, соединения серы в боридном слое, выполняя роль твердой смазки, способствуют повышению износостойкости борированных деталей, улучшению их прирабатываемости. Дополнительный вклад в повышение износостойкости должно внести также увеличение толщины слоя и количества в нем фазы  $\text{FeB}$ .

Испытания на износ проводились на машине типа Шкоды-Савина. Износ оценивали по величине лунки, вытертой в образце

контртелом из твердого сплава ВК-2 при скорости скольжения 2,09 м/с.

Образцы, насыщенные из смесей 2 и 3, превосходят по износостойкости образцы, насыщенные в обычной алюмотермической смеси 1 (рис. 1). Слой, полученный в смеси, содержащей серу 3, по своей износостойкости не уступает слою, полученному из смеси с карбидом бора 4, а по мере ужесточения условий испытания превосходит его. Кроме того, выкрашивание слоя в месте контакта образца с контртелом, часто наблюдавшееся при испытании образцов, насыщенных в традиционных смесях, на образцах, насыщенных в разработанных смесях, отсутствовало.

Таким образом, проведенные исследования показали возможность интенсификации получения боридных покрытий в порошковых средах введением в смесь окислов и серы. Скорость насыщения при этом близка к скорости насыщения при жидкостном борировании.

Разработанные составы при их высокой технологичности позволяют получать качественные диффузионные слои, имеющие износостойкость на уровне и выше износостойкости слоев, получаемых из смеси с карбидом бора.

#### Л и т е р а т у р а

1. Об учете текстуры диффузионных покрытий при выборе температуры борирования / Л.С.Ляхович, Л.Н.Косачевский, А.Я.Кулик и др. - В сб.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка, 1973, вып. 7. с. 80-83. 2. А. с. 831859 (СССР). Состав для боротитанирования углеродистых сталей / Б.С.Кухарев, Г.В.Стасевич, С.Н.Левитан и др. - Опубл. в Б. И., 1981. № 19.

УДК 539.219.3

Л.С.Ляхович, докт. техн. наук,  
В.А.Вейник, аспирант (БПИ),  
И.Н.Бурнышев, мл.науч.сотр. (БПИ)

#### РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ МАССОПЕРЕНОСА ПРИ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕТЬЕГО РОДА

В реальных процессах химико-термической обработки результаты насыщения будут зависеть как от скорости поверхностных реакций на границе металл - среда (внешние факторы), так и от диффузионных процессов непосредственно в металле (внутренние

факторы). Для определения факторов, лимитирующих процесс насыщения, может быть предложен следующий критерий:

$$K = X/D \cdot 1/\alpha,$$

где  $X$  – условная толщина слоя (выбирается близкой к толщине диффузионной зоны);  $D$  – коэффициент диффузии,  $\alpha$  – коэффициент массообмена. Критерий  $K$  равен отношению сопротивления переносу массы в теле ( $X/D$ ) к сопротивлению на границе раздела металл – среда ( $1/\alpha$ ).

Рассмотрим три возможных частных случая. Первый из них характеризуется большим сопротивлением на поверхности ( $1/\alpha$ ) и малым внутри тела ( $X/D$ ), что соответствует условию  $K \ll 1$ . Интенсифицировать процесс можно за счет уменьшения сопротивления на поверхности, т. е. путем создания более активных сред. Второй – промежуточный – случай характеризуется значениями критерия  $K \approx 1$ . В этих условиях сопротивление тела близко к сопротивлению на поверхности. Наконец, третий случай ( $K \gg 1$ ) характеризуется малым сопротивлением на поверхности ( $1/\alpha$ ). Для интенсификации процесса необходимо увеличивать внутреннюю характеристику тела – коэффициент диффузии.

Методика определения коэффициентов  $\alpha$  и  $D$  для случая массопереноса в однородном твердом растворе приведена в работах [1, 2]. Значительный интерес представляет разработка модели массопереноса при образовании и росте слоя новой фазы при условии, что концентрация на ее поверхности изменяется со временем, т. е. выполняются граничные условия третьего рода. Для решения этой задачи воспользуемся аналогичными примерами из приближенной теории теплопроводности [3].

Весь процесс расчленим на две стадии. Первая стадия описывает ход насыщения для однофазного твердого раствора (рис. 1, а). После достижения предельной растворимости диффундирующего элемента в твердом растворе на поверхности образуется новая фаза и начинается вторая стадия процесса (рис. 1, б). На рис. 1, а изображены кривые распределения концентрации в твердом растворе для двух моментов времени:  $t$  и  $t + dt$ . За время  $dt$  глубина диффузионной зоны выросла на величину  $d\zeta$ . Заштрихованная площадь представляет собой массу  $m$ , аккумулярованную плоским слоем за время  $t$ . Для простоты расчетов распределение концентрации приближенно описываем следующей параболой  $n$ -го порядка:

$$C = (C_{\text{п}} - C_0) \left( \frac{\zeta - x}{\zeta} \right)^n + C_0, \quad (1)$$

где  $C$  – концентрация на расстоянии  $x$  от поверхности тела;  $C_0$  – начальная концентрация;  $\zeta$  – глубина зоны твердого рас-

тора;  $n_2$  - показатель параболы, он определяется из экспериментальной кривой распределения концентрации.

Рассмотрим уравнение баланса массы, проходящей через поверхность тела. Масса, вошедшая в тело по закону массоотда-

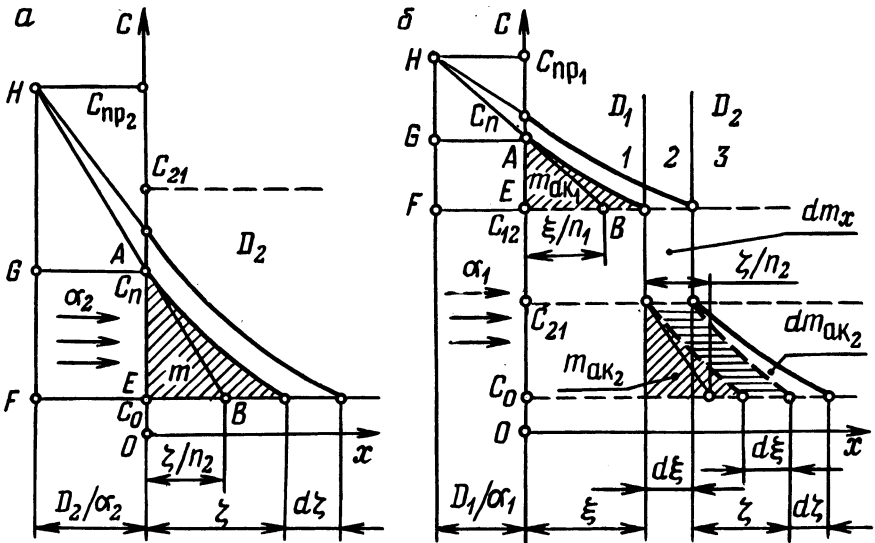


Рис. 1. Схема к выводу расчетных формул: а - первая стадия; б - вторая стадия.

чи, равна массе, проходящей внутрь тела по закону диффузии Фика. Имеем

$$\alpha_2 (C_{пр2} - C_{п}) F dt = D_2 \frac{C_{п} - C_0}{\xi} n_2 F dt, \quad (2)$$

где  $D_2$  - коэффициент диффузии в основном металле;  $C_{пр}$  - равновесная концентрация;  $C_{п}$  - концентрация на поверхности.

Из уравнения (2) получаем

$$\xi = \frac{D_2}{\alpha_2} n_2 \frac{C_{п} - C_0}{C_{пр2} - C_{п}}. \quad (3)$$

Масса продиффундировавшего вещества находится путем интегрирования уравнения (1):

$$m = \frac{1}{n_2 + 1} F \xi (C_{п} - C_0). \quad (4)$$

Из подобия треугольников  $ABE$  и  $HBF$  следует, что

$$\frac{C_{п} - C_0}{C_{пр2} - C_0} = \frac{1}{1 + \frac{n_2}{\xi} \frac{D_2}{\alpha_2}}. \quad (5)$$

Подставляем  $(C_{\Pi} - C_0)$  из (5) в (4), тогда будем иметь

$$m = \frac{1}{n_2 + 1} F \zeta \frac{C_{\text{пр}2} - C_0}{1 + \frac{n_2}{\zeta} \frac{D_2}{\alpha_2}}. \quad (6)$$

Связь между  $t$  и  $\zeta$  находим из уравнений (2) и (6), предварительно проинтегрировав (6). Найденное уравнение интегрируем и в результате получаем

$$D_2 t = \frac{\zeta^2}{2n_2(n_2 + 1)} + \frac{\zeta}{n_2 + 1} \frac{D_2}{\alpha_2} - \frac{n_2}{n_2 + 1} \left(\frac{D_2}{\alpha_2}\right)^2 \ln\left(1 + \frac{\zeta}{n_2 \left(\frac{D_2}{\alpha_2}\right)}\right). \quad (7)$$

Первая стадия заканчивается в момент  $t_1$ , когда концентрация на поверхности достигает значения  $C_{\Pi} = C_{21}$  (рис. 1, а), а  $\zeta = \zeta_1$  и  $m = m_1$ . Выведенные уравнения позволяют упростить расчет параметров насыщения по сравнению с методикой работы [1].

Вторая стадия процесса характеризуется образованием пересыщенного твердого раствора новой фазы и ее ростом. Образующаяся фаза имеет область гомогенности. Как видно из рис. 1, б, за время  $dt$  новая фаза выросла на величину  $d\xi$ , а зона твердого раствора - на величину  $d\zeta$ . Рассмотрим уравнение баланса массы. Масса  $dm$  входит в поверхность по закону массоотдачи. Она частично аккумулируется в зоне 1 ( $dm_{\text{ак}1}$ ), частично вступает в реакцию в зоне 3 на границе раздела фаз ( $dm_X$ ) и частично аккумулируется в зоне 2 ( $dm_{\text{ак}2}$ ), т. е.

$$dm = dm_{\text{ак}1} + dm_X + dm_{\text{ак}2}, \quad (8)$$

где

$$dm = \alpha_1 (C_{\text{пр}1} - C_{\Pi}) F dt; \quad m_{\text{ак}1} = \frac{1}{n_1 + 1} F \xi (C_{\Pi} - C_{12}^*);$$

$$dm_X = (C_{12} - C_0) F d\xi; \quad dm_{\text{ак}2} = \frac{1}{n_1 + 1} F (C_{21} - C_0) d\zeta.$$

Отсюда после несложных преобразований получаем следующее окончательное решение:

$$D_1 (t - t_1) = a \xi^2 + b \xi - c \ln\left(1 + \frac{\xi}{n_1 \frac{D_1}{\alpha_1}}\right) + d(\zeta - \zeta_1), \quad (9)$$

где

$$a = \frac{1}{2n_1} \left( \frac{1}{n_1 + 1} + \frac{C_{12} - C_0}{C_{\text{пр}1} - C_{12}} \right); \quad b = a 2n_1 \frac{D_1}{\alpha_1};$$



$$c = \frac{n_1}{n_1 + 1} \left( \frac{D_1}{\alpha_1} \right)^2; d = \frac{1}{n_2 + 1} \frac{C_{21} - C_0}{C_{np1} - C_{12}} \left( \frac{D_1}{\alpha_1} + \frac{\xi_{ср}}{n_1} \right).$$

По данной методике были рассчитаны значения коэффициентов  $D_1$  и  $\alpha_1$  и критерия  $K$  в условиях насыщения технического титана ВТ1-0 при температуре  $1000^\circ\text{C}$  и времени насыщения 4 ч в смеси состава: 60% Si + 30% Cu + 7%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 3%  $\text{AlF}_3$ .

Коэффициент диффузии кремния в фазе  $\text{TiSi}_2$   $D_1 = 2,1 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$ . Коэффициент массообмена среды с поверхностью фазы  $\text{TiSi}_2$   $\alpha_1 = 1,99 \cdot 10^{-8} \text{ м/с}$ . Принимая  $X = 40 \cdot 10^{-6} \text{ м}$ , получаем  $K = 4$ , что соответствует третьему частному случаю, следовательно, лимитирующими являются процессы диффузии в теле.

### Л и т е р а т у р а

1. Попов А.А. Теоретические основы химико-термической обработки стали. - М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1962. - 120 с.
2. Термическая обработка в машиностроении. Справочник / Под ред. Ю.М.Лахтина, А.Г.Рахштадта. - М.: Машиностроение, 1980. - 788 с.
3. Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. - М.-Л.: Госэнергоиздат, 1959. - 184 с.

УДК 546.77.281

Л.С.Ляхович, докт.техн.наук,  
Э.Д.Шербаков, канд.техн.наук,  
В.Г.Борисов, ассистент (БПИ)

### ОПТИМИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЖАРСТОЙКИХ Cr—Al—Si ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛЯХ 20X13 И 08X18N10T\*

Получение диффузионных слоев максимальной жаростойкости для данных конкретных условий испытаний является экстремальной задачей, которую можно решать с помощью методов математического планирования экспериментов.

На рис. 1 приведены результаты испытаний на жаростойкость диффузионных слоев системы Cr—Al—Si на сталях 20X13 и 08X18N10T, представленные в виде диаграмм "Состав насыщающей смеси - уровень жаростойкости". Для однокомпонентного насыщения использовали порошковые смеси на основе ферро-

\* В работе принимали участие С.С.Алисейко и С.В.Вишневская.

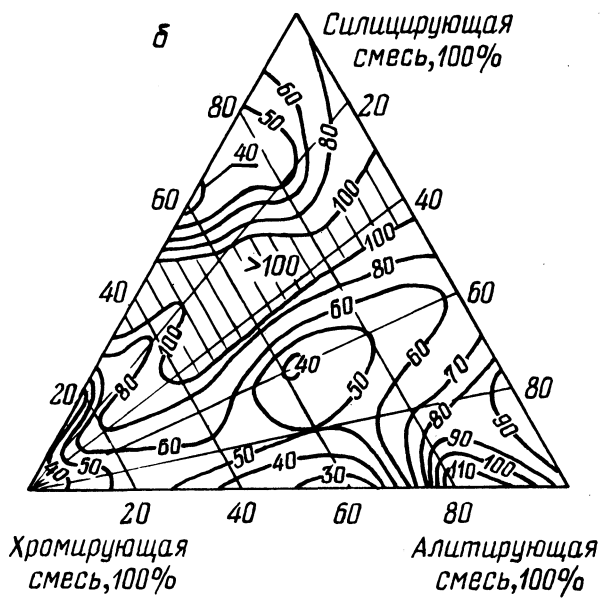
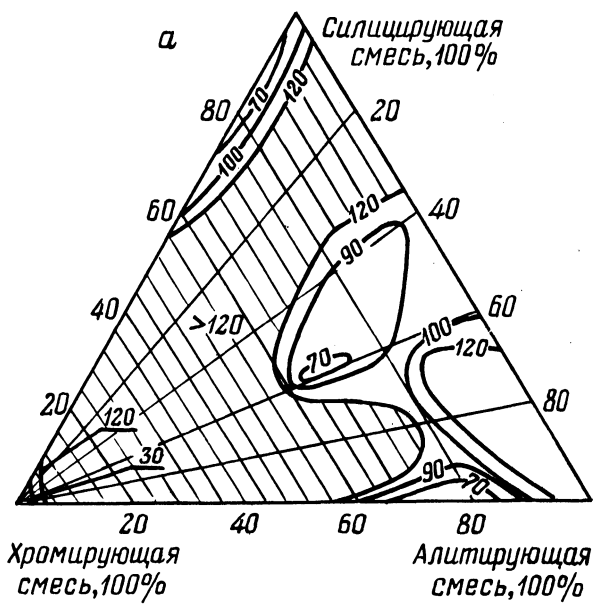


Рис. 1. Диаграммы "Состав насыщающей смеси – уровень жаростойкости" (удельное изменение массы  $\Delta m/S$ ,  $г/м^2$  за 20 циклов испытаний при  $1000^{\circ}C$ ) на сталях 20X13 (а) и 08X18H10T (б).

хрома марки Х75, алюминия марки АПС-1, кремния Кр1 составов:

(50% Х75 + 50%  $Al_2O_3$ ) + 1,5%  $NH_4Cl$  - для хромирования;

(20% АПС-1 + 80%  $Al_2O_3$ ) + 1,5%  $NH_4Cl$  - для алитирования;

(10% Кр1 + 90%  $Al_2O_3$ ) + 0,5%  $NH_4Cl$  - для силицирования.

Для двух- и трехкомпонентного насыщения использовали взятые в необходимых соотношениях смеси для однокомпонентного насыщения. Насыщение проводили в контейнерах с плавкими затворами при температуре  $1100^{\circ}C$  в течение 5 ч.

Циклические испытания на жаростойкость проводили в воздушной атмосфере электропечи по схеме: нагрев до  $1000^{\circ}C$  в течение 2-2,5 ч, выдержка при этой температуре 5 ч, охлаждение до  $200-300^{\circ}C$  вместе с печью, затем - на воздухе.

Как видно из рис. 1, при совместном насыщении хромом, алюминием и кремнием максимальная жаростойкость получена после обработки в смеси состава: 40% хромирующей смеси + 36% алитирующей смеси + 24% силицирующей смеси, т. е. (20% Х75 + 7,2% Al + 2,4% Кр1 + 70,4%  $Al_2O_3$ ) + 1,26%  $NH_4Cl$ . Этот состав выбран в качестве основного уровня для матриц планирования. Параметром оптимизации являлось увеличение массы образца, отнесенное к единице поверхности ( $Y = \Delta m/S$ ,  $г/м^2$ ) за 100 ч испытаний при  $1000^{\circ}C$ . В качестве факторов, влияющих на жаростойкость диффузионных слоев, принимались содержание компонентов насыщающих смесей, температура и время насыщения.

Интервал варьирования составов смесей был принят равным  $\pm 10\%$  для хромирующей, алитирующей и силицирующей составляющих смеси по отношению к опыту основного уровня.

Округленные значения основных, верхних и нижних уровней, интервалов варьирования факторов даны в матрице планирования, представляющей дробную реплику  $2^{6-3}$  с определяющим контрастом:  $1 = X_1 \cdot X_3 \cdot X_6 = X_1 \cdot X_4 \cdot X_6 = X_2 \cdot X_3 \cdot X_6 = X_2 \cdot X_4 \cdot X_5 = X_1 \cdot X_2 \cdot X_3 \cdot X_4 = X_1 \cdot X_2 \cdot X_5 \cdot X_6 = X_3 \cdot X_4 \cdot X_5 \cdot X_6$  (табл. 1).

В матрице для каждого опыта приведена средняя жаростойкость, полученная по результатам испытаний трех образцов.

Для оценки дисперсии был продублирован 5 раз опыт в центре плана. Насыщение проводили по описанной методике.

Резко отличающиеся значения жаростойкости в параллельных опытах в центре плана были проверены по критерию Стьюдента на наличие грубых ошибок (брака).

Таблица 1. Матрица планирования и результаты эксперимента

Уровень	Температура, °С	Содержание компонентов в смеси, %				Время насыщения,	Увеличение массы, г/м <sup>2</sup>	Толщина слоя, мкм		
		X75	АПС-1	Кр-1	NH <sub>4</sub> Cl					
Основной уровень (X <sub>i</sub> )	1100	20	7,5	2,5	1,5	5				
Интервалы варьирования (ΔX)	50	5	1	1	0,5	1	20X13 08X18H10T	20X13 08X18H10T		
Верхний уровень (X <sub>i</sub> = +1)	1150	25	8,5	3,5	2,0	6				
Нижний уровень	1050	15	6,5	1,5	1,0	4				
Код	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	X <sub>5</sub>	X <sub>6</sub>	у <sub>1</sub>	у <sub>2</sub>		
Номера опыта										
1	-	-	-	-	-	-	54	32	270	165
2	+	-	+	-	-	+	410	46	750	655
3	+	-	-	+	+	-	63	57	600	110
4	-	+	+	-	+	-	50	35	340	210
5	-	+	-	+	-	+	38	39	410	305
6	+	+	+	+	-	-	49	43	520	320
7	+	+	-	-	+	+	483	40	660	585
8	-	-	+	+	+	+	51	41	510	370
Опыты в центре плана										
1	0	0	0	0	0	0	46	36	460	400
2	0	0	0	0	0	0	53	37	490	440
3	0	0	0	0	0	0	41	37	550	430
4	0	0	0	0	0	0	43	34	520	460
5	0	0	0	0	0	0	42	33	510	450

В результате статистической обработки экспериментальных данных по жаростойкости получены следующие математические модели уровня жаростойкости (уравнения регрессии):

$Y = 150 + 101X_1 + 5X_2 - 10X_3 - 99X_4 + 12X_5 + 96X_6$   
для стали 20X13;

$Y = 41,6 + 4,9X_1 - 2,4X_4 + 3,4X_4 + 1,6X_5$  для стали 08X18H10T.

Проверка полученных математических моделей на адекватность по F-критерию при уровне значимости  $\alpha = 0,05$  показала, что линейные модели неадекватны. Так как область оптимума в наших исследованиях близка, то принято решение окончить исследования. Условия лучших опытов 1 и 4 и основного уровня в матрице можно рекомендовать для получения диффузионных слоев высокой жаростойкости для стали 08X18H10T. Для стали 20X13 лучшие результаты, как видно из матрицы, находятся в центре плана.

Для производственных условий при приготовлении насыщающих смесей вместо хромирующей смеси, содержащей дефицитный и дорогой порошок X75, можно применять такое же количество хромирующей смеси, полученной методом алюмотермии.

По параметрам опыта основного уровня была проведена обработка горелок конвертора метана и сатуратора Вентури в условиях ПО "Азот", которые в настоящее время находятся на производственных испытаниях.

УДК 669.14.017.3 + 669.14:620.17

С.Э.Розенберг, канд.техн.наук  
(МТЗ), В.В.Сурков, канд.техн.  
наук (БПИ), В.В.Новик\* (МТЗ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 40X2АФЕ

Для исследования была использована плавка стали 40X2АФЕ состава (% по массе): С - 0,37; N - 0,03; Cr - 2,29; V - 0,12; Se - 0,06; Mn - 0,31; Si - 0,37; S - 0,03; P - 0,02. Определение критических точек, построение термокинетической и изотермической (С-образной) диаграмм распада переохлажденного аустенита проводилось на dilatометре ДКМ с вертикальным расположением образца и эталона. Дополнительно исследовалась микроструктура и определялась твердость образцов. Критические точки определялись дифференциальным методом с использованием пиросного эталона (скорость нагрева и охлаждения - 2°/мин - задавалась программным устройством РУ5-01). Сталь 40X2АФЕ обладает своеобразием значений критических точек. В то время как при нагреве гистерезис  $A_{C_3} - A_{C_1}$  составляет 55°, при охлаждении  $A_{C_3} - A_{C_1}$  - всего лишь 20°:

Сталь	$A_{C_1}$	$A_{C_3}$	$A_{C_1}$	$A_{C_3}$	$M_H$
40X2АФЕ	805	860	760	780	315
40X	743	782	693	730	325

Такая особенность - весьма ценное свойство, так как позволяет даже при значительном подстуживании с закалочных температур

\* В работе принимал участие В.А.Воробьев.

не опасаться появления в структуре закалки избыточного феррита, возникающего при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в интервале  $A_{c3} - A_{c1}$ .

Учитывая, что сталь 40X2AФЕ не склонна к перегреву (величина наследственного зерна при 930°C соответствовала 8–9 баллу, а действительного зерна при 1100°C – 8 баллу), можно считать ее весьма устойчивой к случайным колебаниям температуры аустенизации в процессе термообработки. Об этом свидетельствует и зависимость твердости стали 40X2AФЕ, закаленной с разных температур:

$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	1000	950	900	850	810	770
HRC	57,0	56,0	56,0	56,0	50,0	20,0

При построении изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита образцы ( $\varnothing 3,5$  мм, 1 – 50 мм) нагревались до 950°C и после 10-минутной выдержки перебрасывались в свинцовую ванну. Сравнение полученной нами изотермической диаграммы с диаграммой стали 40X [2] показывает (рис. 1), что устойчивость аустенита исследуемой стали во всем

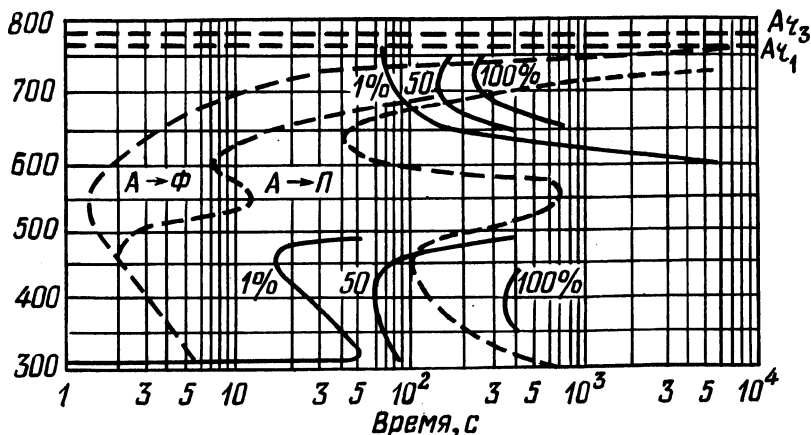


Рис. 1. Изотермические диаграммы распада аустенита: сплошные линии — сталь 40X2AФЕ; штриховые — 40X.

интервале субкритических температур значительно выше, чем у стали 40X. Этот факт находит подтверждение и в увеличении прокаливаемости стали 40X2AФЕ по сравнению с 40X. Критический диаметр закалки в масле, определенный методом торцевой закалки, составил соответственно 105 и 26 мм.

Поскольку при проведении основных операций термической обработки таких, как отжиг, закалка или нормализация, процес-

сы превращения аустенита происходят при непрерывном охлаждении, большое значение имеют термокинетические диаграммы, характеризующие распад аустенита при охлаждении с различной скоростью. В данной работе изменение скорости достигалось путем помещения дилатометрического образца в различные среды (тигель с песком, асбестовый футляр и т. п.). Температура образца контролировалась с помощью ХА-термопары, закрепленной в теле образца. Полученная термокинетическая диаграмма приведена на рис. 2.

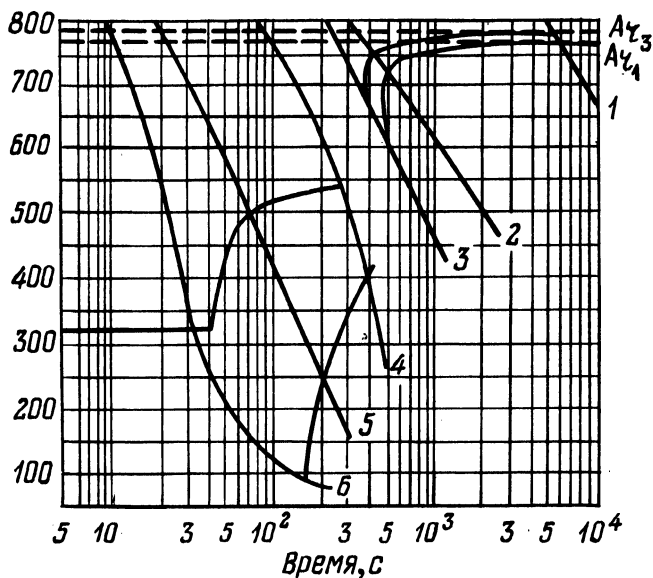


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 40Х2АФЕ:

1 - 2°/мин; 2 - печь; 3 - песок; 4 - асбест; 5 - воздух; 6 - масло.

Проведенное исследование позволило предположить, что существующий режим термической обработки шатуна тракторного двигателя послековки (нормализация + улучшение) может быть существенно сокращен путем исключения нормализации, применяющейся для измельчения зерна послековки. Поскольку температура окончанияковки не превышает 1100°С, при которой рост аустенитного зерна не происходит, то проведение нормализации не дает нужного эффекта. Более того, как следует из рис. 2 (кривая 5), в процессе нормализации образуется бейнитная структура, приводящая после окончательной термообработки к повышенной деформации детали и затрудняющая процессы гомогенизации аустенита при нагреве под закалку.

Таблица 1. Механические свойства сталей 40Х2АФЕ и 40Х

Сталь	Термообработка	Часть шатуна	Механические свойства					НВ
			$\sigma_{0,2}$ МПа	$\sigma_B$ МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$a_{ch}$ кгс/см <sup>2</sup> М/см <sup>2</sup>	
40Х2АФЕ	Улучшение	Головка	79,5	91,5	21	64,0	12,6	225
		Тавр	76,0	89,0	21	64,5	10,9	262
	Улучшение + + нормализация	Головка	73,0	85,0	21	63,5	13,1	255
		Тавр	76,0	87,5	22	62,5	13,6	255
40Х	Улучшение	Головка	67,5	86,0	20	56,0	15,1	235
		Тавр	75,5	88,0	18	56,0	14,5	262
	Улучшение + + нормализация	Головка	59,5	79,0	21	56,0	14,0	248
		Тавр	71,5	87,0	17	59,0	12,6	255

Примечание. Режимы термообработки. Сталь 40Х2АФЕ (нормализация:  $t=900^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2,5$  ч; закалка:  $t = 910^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч; отпуск:  $t = 670^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 3,5$  ч). Сталь 40Х (нормализация:  $t = 880^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2,5$  ч; закалка:  $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч; отпуск:  $t = 660^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 3,5$  ч).

Для проверки высказанного предположения было проведено определение механических свойств образцов, вырезанных из попокков шатунов, обработанных по режимам: 1 – улучшение; 2 – нормализация + улучшение. Образцы для испытаний вырезались из самой толстой части шатуна (большая головка), где уков был наименьший, и из самой тонкой части (тавр.).

Сравнение данных, приведенных в табл. 3, показывает, что уровень механических свойств в случае отсутствия нормализации выше. Этот факт находится в полном согласии с выводами, полученными в результате изучения превращений, происходящих при нагреве и охлаждении стали 40Х2АФЕ. Тем не менее без стендовых испытаний окончательное заключение об отмене нормализации делать преждевременно.

УДК 669.14.018,25:539.42

А.С. Чаус, инженер, А.П. Дубко, инженер,  
Ф.И. Рудницкий, инженер (БПИ)

### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

В работе исследовано влияние температуры нагрева под закалку на структуру и свойства литой и деформированной быстрорежущих сталей (табл. 1).



Таблица 1

Сталь	Содержание легирующих элементов, вес. %							
	C	W	Mo	Cr	V	Mn	Si	Ni
Л1	0,76	5,8	5,1	4,2	1,97	0,31	0,28	0,29
Л2	0,98	5,9	5,0	3,9	2,04	0,30	0,30	0,27
Д1	0,84	6,1	5,1	4,0	1,98	0,27	0,27	0,28

Примечание. Л – литая; Д – деформированная.

С повышением температуры нагрева под закалку количество остаточного аустенита у сталей Л2 и Д1 возрастает, а твердость, как следствие, уменьшается. Для стали Л1 изменение этих параметров носит аналогичный характер лишь до температуры 1220°C. В дальнейшем изменение твердости не наблюдается, а количество остаточного аустенита, напротив, уменьшается. В целом количество остаточного аустенита у стали Л1 по сравнению с Л2 и Д1 значительно уменьшено. Это объясняется различным содержанием углерода в сталях. У стали Л1 углерод находится на нижнем пределе. Следовательно, аустенит в процессе нагрева под закалку недостаточно насыщается этим элементом во всем исследуемом интервале температур.

Наблюдаемое дальнейшее уменьшение количества остаточного аустенита, по-видимому, объясняется тем, что в условиях дефицита по углероду при повышении температуры нагрева под закалку в аустените возрастает концентрация основных легирующих элементов – вольфрама и ванадия. Эти элементы в литых быстрорежущих сталях значительно повышают температуру мартенситного превращения и тем самым оказывают преобладающее влияние на содержание остаточного аустенита в стали.

Изменение твердости отпущенных сталей в зависимости от температуры закалки носит однозначный характер. При повышении температуры она монотонно возрастает. Исключение составляет лишь твердость образцов стали Л2, закаленных от 1220°C. Некоторое уменьшение твердости в этом случае связано с относительно низким ее значением после закалки, что не компенсируется за счет прироста вторичной твердости в процессе дисперсионного твердения при отпуске.

Прирост вторичной твердости у стали Л2 происходит вначале плавно, а затем более круто, что очень хорошо коррелирует с характером изменения твердости и количества остаточного аустенита после закалки. Аналогичная взаимосвязь между этими характеристиками, изменяющимися в зависимости от температуры нагрева, присуща и для образцов стали Л1. У стали Л1 уве-

личение вторичной твердости менее значительно, хотя оно также имеет место. Исходя из принятого предположения об изменении легированности аустенита при закалке, повышение вторичной твердости у стали Л2 можно объяснить прежде всего увеличением концентрации углерода в аустените, а выше этой температуры – увеличением концентрации в нем вольфрама, ванадия и других легирующих элементов. В обоих случаях это способствует интенсификации процессов дисперсионного твердения.

Определение теплостойкости исследуемых сталей показало, что она также возрастает почти прямолинейно во всех случаях по мере повышения температуры закалки. Характер изменения вторичной твердости и теплостойкости, хорошо согласующихся между собой, подчеркивает главенствующую роль углерода в формировании этих свойств у литых сталей.

Выявленная при исследовании картина изменения твердости и количества остаточного аустенита после закалки, а также вторичной твердости и теплостойкости после отпуска в зависимости от температуры нагрева под закалку свидетельствует о большой схожести этих изменений как у литых, так и у деформированных быстрорежущих сталей типа Р6М5.

Значительные расхождения у литых и деформированных быстрорежущих сталей были выявлены в характере изменения ударной вязкости и износостойкости в зависимости от температуры нагрева под закалку.

Так, у литых сталей Л1 и Л2 повышение температуры нагрева под закалку вызывает незначительное изменение ударной вязкости по сравнению с катастрофическим падением ее у стали Д1. Причем сам характер изменения ударной вязкости отличен в первом и втором случаях. У литых сталей Л1 и Л2 увеличение температуры нагрева вызывает, с одной стороны, устранение карбидной сетки за счет ее коагуляции, а с другой – укрупнение действительного аустенитного зерна и огрубление мартенсита. Однако положительное влияние первого фактора оказывается преобладающим. В результате ударная вязкость литых сталей Л1 и Л2 не только не ухудшается, но даже несколько возрастает.

В то же время более интенсивное укрупнение зерна и огрубление мартенсита, а впоследствии и образование карбидной сетки по границам зерен у деформированной стали при повышении температуры нагрева вызывает падение этого свойства. Первоначальное повышение ударной вязкости у исследуемых сталей происходит за счет более полного растворения вторичной карбидной фазы при сохранении мелкого зерна.

Анализ результатов исследований износостойкости указывает на меньшую зависимость этого свойства от температуры закалки в случае литой стали по сравнению с деформированной. Это еще раз подтверждает особую роль сетки эвтектических карбидов, которую она играет в повышении сопротивления истиранию литой структуры. У деформированной стали при равном количестве и составе избыточных карбидов, напротив, первостепенное влияние на износостойкость оказывают твердость мартенсита и количество мелкодисперсных упрочняющих частиц карбидов в нем, что в свою очередь имеет прямую зависимость от температуры нагрева под закалку.

УДК 621.7.023.004.62

Л.А.Бондарь, канд.техн.наук (БПИ),  
В.Е.Залесский, инженер (МТЗ)

### ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ЧУГУННОЙ ДРОБИ

Чугунная дробь для очистки деталей, поковок и отливок широко применяется в литейных, кузнечных и термических цехах. Только на МТЗ ежегодно расходуется более 5000 тон дробы. По условиям работы дробь должна обладать высокой твердостью. Это влечет за собой повышенную хрупкость и низкую стойкость. Поэтому важной задачей является выбор режимов обработки дробы для получения оптимального сочетания ее ударной силы и стойкости.

В данной работе исследовалось влияние режимов термической обработки на ударную силу и стойкость чугунной дробы. Испытания проводились в Проблемной лаборатории металловедения и термической обработки Минского тракторного завода.

Для проведения исследований была спроектирована и изготовлена малогабаритная дробеструйная установка, которая позволила определить относительную стойкость дробы и ее ударную силу в зависимости от режимов термической обработки.

Обработка проводилась по следующим режимам: отжиг при температуре 950°C и времени выдержки 10–60 мин с последующим охлаждением на воздухе; закалка с температуры 1000°C в воде и временем выдержки при нагреве 5–20 мин.

После термической обработки проводили микроструктурный и дюрOMETрический анализы. Структура дробы после отжига состоит из ледебурита + цементита ("каркас") и перлита. Количество последнего увеличивается с увеличением времени выдерж-

Таблица 1.

Режим термической обработки дробы	Процент отсева дробы	Стрела прогиба, мм	Твердость дробы, HRC
Серийная	24,7	2,94	57–59
Отожженная			
950° – 10 мин	23,0	2,45	49–52
950° – 20 мин	8,2	2,37	45–49
950° – 30 мин	7,6	1,74	43–48
950° – 60 мин	3,3	0,98	27–31
Закаленная			
1000° – 5 мин	35	2,39	47–49
1000° – 10 мин	26	2,44	44–45
1000° – 15 мин	24,3	2,23	47–48
1000° – 20 мин	10,3	2,06	47–49

ки. Это приводит к разрушению хрупкого каркаса серийной дробы и повышению ее стойкости. После закалки структура дробы состоит из ледобурита, цементита, троостита и троостомартенсита, количественное соотношение которых меняется при увеличении времени выдержки в сторону уменьшения хрупких составляющих (ледобурита и цементита).

Результаты измерений твердости, ударной силы и стойкостных испытаний отожженной и закаленной дробы приведены в табл. 1.

Анализ результатов испытаний и данных металлографического исследования показал, что с увеличением количества перлита (при увеличении времени отжига) уменьшается общая твердость дробы, увеличивается ее пластичность. Это приводит к снижению ударной силы дробы и повышению ее стойкости. В общем случае стойкость чугуновой дробы зависит от количества и характера расположения хрупких составляющих: ледобурита и цементита вторичного. Уменьшение их количества и расположение в виде отдельных участков в структуре (при отжиге 20–30 мин) способствуют значительному увеличению стойкости.

Выдержка при нагреве под закалку 5–15 мин практически не разрушает каркас из ледобурита и цементита. Поэтому процент отсева у нее ниже, чем у серийной. Увеличение времени выдержки до 20 мин приводит к разрушению хрупкого каркаса, и стойкость возрастает. Надо отметить, что стойкость закаленной дробы меньше, чем отожженной, что объясняется большей склонностью структур закалки к наклепу и перенаклепу.

На основании проделанных исследований можно предложить следующие оптимальные режимы термической обработки чугуновой дробы: отжиг (нормализация) при температуре  $950 \pm 10^\circ\text{C}$  и времени выдержки 20 мин (охлаждение россыпью на воздухе), закалка при температуре  $1000\text{--}20^\circ\text{C}$  в воду (выдержка при нагреве 20 мин).

С.А.Довнар, докт. техн. наук,  
Б.Л.Фигурин, инженер (ФТИ АН БССР)

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОСНОВНОЙ СТАЛИ 40ХЛ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ШТАМПОВОГО БИМЕТАЛЛА

Термическая обработка биметаллических формовочных штампов с высокой несущей способностью сопряжена с трудностями в связи с тем, что температуры закалки основы и плакирующего слоя, состоящие соответственно из конструкционной и теплоустойчивой штамповой сталей, неодинаковы. Необходимость закалочного нагрева биметаллического штампа до температуры, не ниже температуры закалки плакирующего слоя, приводит к перегреву основного материала, что снижает его несущую способность. Для устранения этого недостатка был предложен комбинированный способ термической обработки биметаллических штампов [1], результаты исследования которого представлены в настоящем сообщении.

Способ комбинированной термообработки заключается в том, что биметаллический штамп, состоящий из основы, не обладающей областью относительной устойчивости аустенита, и плакирующего слоя, обладающего этой областью, подвергают аустенизации по режиму плакирующей стали. Затем штамп подстуживают до температуры относительной устойчивости аустенита плакирующего слоя, изотермически выдерживают для промежуточного превращения аустенита основы, производят повторный нагрев до закалочной температуры основной стали, а затем выполняют объемную закалку и отпуск.

Область относительной устойчивости переохлажденного аустенита теплостойких штамповых сталей расположена в интервале 450–650°C. Этот интервал совпадает с интервалом наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита среднеуглеродистых малолегированных сталей, используемых в качестве основного материала при изготовлении биметаллических штампов. Отметим, что в цикле комбинированной обработки биметаллических штампов основной материал подвергается двойной перекристаллизации. Из этого следует, что главными факторами управления свойствами основного материала при комбинированной обработке штампового биметалла являются температура и время на этапах первичной аустенизации и изотермической выдержки при температуре подстуживания.

Целью исследования явилось изучение влияния указанных параметров на твердость, ударную вязкость и теплостойкость основной стали 40ХЛ в цикле получения биметаллических штампов способом заливки расплава основного материала в литевную форму, на дне которой размещена плакирующая часть штампа [2].

Отливки (15 x 60 x 300 мм), предназначенные для изготовления образцов (5 x 10 x 55 мм), получали путем переплавки стандартной стали марки 40ХЛ в индукционной печи и заливки ее расплава в сухие формы.

Образцы, полученные из отливок, подвергали аустенизации под закалку с варьированием температуры от 850°C до 1150°C через каждые 100°C. Время предзакалочной выдержки - 10 мин, а изотермической выдержки (480 - 580°C) - 1-4-40 мин. После изотермической выдержки образцы повторно нагревали согласно способу [1] до закалочной температуры (860°C), закаливали в масле, подвергали отпуску (480°C, 1 час) и быстро охлаждали. Для сопоставления проводилась также одинарная термоупрочняющая обработка образцов в режиме: нагрев до 860°C, выдержка 10 мин, закалка в масле, отпуск при 480°C в течение 1 часа с последующим быстрым охлаждением. Испытания на твердость (HV) и ударную вязкость ( $a_H$ ) основного материала проводились по методике [2].

Опытные данные (табл. 1) показали, что при одинаковой обработке с повышением закалочной температуры заметно снижается твердость HV, в то время как ударная вязкость остается неизменной. Только при закалке с 1150°C ударная вязкость заметно повышается (до 3,0 ксv). Однако рост ударной вязкости с повышением температуры закалки возможен только в том случае, когда исключается рост зерна, понижающего ударную вязкость. В наших опытах продолжительность предзакалочной выдержки была принята равной 10 мин и, следовательно, судя по опытным данным, такая выдержка при высокотемпературной закалке является допустимой. Однако уровень достигнутой ударной вязкости можно превзойти при использовании рассматриваемого способа комбинированной обработки.

Таблица 1. Механические свойства стали 40ХЛ в зависимости от температуры закалки ( $t_{\text{зак}}$ ) в цикле одинарной обработки (отпуск 480°C, 1 ч)

$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	$a_H, \text{кс v}$	HV
850	2,5	400
950	2,5	320
1050	2,5	370
1150	3,0	340

Результаты испытаний образцов, подвергнутых одинарной ( $HV'$ ,  $a'_H$ ) и комбинированной ( $HV''$ ,  $a''_H$ ) обработкам, представлены на рис. 1 в виде отношений  $\Delta a_H/a'_H$  и  $\Delta HV/HV'$ , где  $\Delta a_H = a''_H - a'_H$ ;  $\Delta HV = HV'' - HV'$ . Опытные данные показывают, что эффект комбинированной обработки стали 40ХЛ действительно предопределяется режимами первичной аустенизации и изотерми-

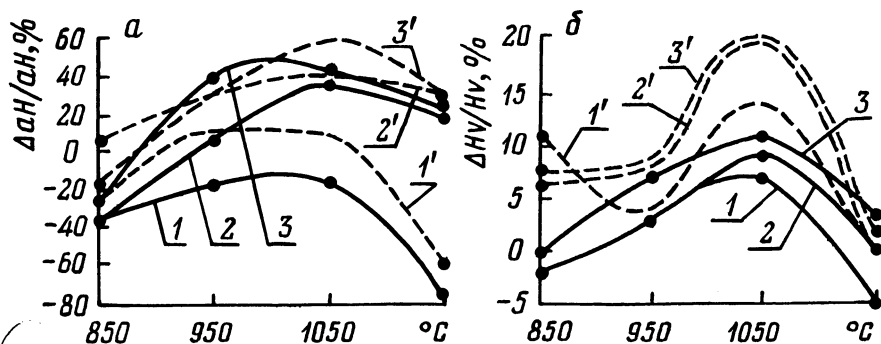


Рис. 1. Относительное изменение ударной вязкости  $a_H$  (а) и твердости  $HV$  (б) стали 40ХЛ после отпуска ( $480^\circ\text{C}$ , 60 мин) в зависимости от температуры первичной аустенизации в цикле комбинированной обработки. Температура изотермической выдержки: —  $480^\circ\text{C}$ ; - - -  $580^\circ\text{C}$  (кривые 1, 2, 3 соответствуют временам выдержки 1, 4, 40 мин).

ческой выдержки. Наибольшее повышение  $\Delta a_H/a'_H$  и  $\Delta HV/HV'$  достигается в цикле упрочняющей обработки при первичной аустенизации стали около  $1050^\circ\text{C}$  и последующей изотермической выдержке, осуществляемой при  $580^\circ\text{C}$  в течение 40 мин.

Топографию изломов образцов по сравниваемым способам обработки изучали с использованием электронного микроскопа фирмы "Самеса". Электронно-микроскопический анализ исследуемых образцов выявил следующие особенности изломов.

В образцах стали 40ХЛ, упрочненных одинарной закалкой, излом отражает собой процесс крупного разрушения, распространяющегося вдоль межзеренных границ. Нарушение сплошности материала в образцах из этого же переplава, обработанных по способу комбинированной обработки, происходит по механизму вязкого разрушения.

Металлографическим исследованием (микроструктуры в сообщении не приведены) установлено, что образцы, подвергнутые одинарной обработке (нагрев до  $1050^\circ\text{C}$  со скоростью  $100-150^\circ/\text{мин}$ , закалка, отпуск в указанном выше режиме), имеют мелкозернистую структуру. В то же время топография излома указывает на межзеренное разрушение, что характерно для круп-

нозернистой структуры. Это расхождение можно объяснить тем, что одинарная обработка не изменяет исходную зернистость, что указывает на сильное проявление структурной наследственности литой стали 40ХЛ. По-видимому, и многоцветные одинарные обработки также будут недостаточно эффективными для изменения литой структуры.

Качественно иная картина излома стали 40ХЛ возникает после комбинированной обработки, включающей промежуточный распад аустенита с образованием феррито-цементитной структуры. Этот распад совместно с повторным нагревом выше  $A_{с3}$  приводит также к образованию мелкозернистой структуры, но без влияющего на ударную вязкость зерна исходной литой структуры. Структурная наследственность литого материала ослабевает особенно в том случае, когда промежуточный распад аустенита происходит при температуре  $580^{\circ}\text{C}$  (40 мин), отвечающей верхней точке бейнитного превращения аустенита. Поскольку структура верхнего бейнита характеризуется высокой термической устойчивостью при последующем нагреве под закалку [3, 4], то повторный нагрев под закалку можно, по-видимому, производить даже выше  $860^{\circ}\text{C}$  без ущерба хрупкой прочности стали 40ХЛ.

Комбинированная обработка с изотермическим распадом при  $480^{\circ}\text{C}$  также способствует повышению механических свойств, но они оказываются ниже механических свойств стали 40ХЛ, подвергнутой аналогичной обработке с промежуточным распадом при температуре верхней точки бейнитного превращения аустенита.

Испытания на теплостойкость проводили путем выполнения дополнительного отпуска в режиме эксплуатации штамповых изделий, в частности при температуре  $550^{\circ}\text{C}$  в течение 10, 20 и 60 мин. Теплостойкость материала термическому разупрочнению оценивалась по результатам измерения его твердости при  $20^{\circ}\text{C}$ .

Как показывают опытные данные (табл. 2), комбинированная обработка по отношению к одинарной обработке обеспечивает су-

**Таблица 2. Изменение твердости HV стали 40ХЛ во время ( $\tau$ ) испытания отпуском ( $550^{\circ}\text{C}$ ) в зависимости от способа и режима упрочняющей обработки (температура первичной аустенизации  $1050^{\circ}\text{C}$ , время предзакалочной выдержки 10 мин)**

Продолжительность испытания, мин	Комбинированная обработка						Одинарная обработка
	$480^{\circ}\text{C}$			$580^{\circ}\text{C}$			
	1 мин	4 мин	40 мин	1 мин	4 мин	40 мин	
10	380	390	370	375	385	395	355
20	375	375	350	365	360	370	325
60	340	360	295	355	340	365	320



шественное повышение теплостойкости стали 40ХЛ. Причем более предпочтительной является комбинированная обработка с режимом распада аустенита при 580°C в течение 40 мин, т. е. при температуре верхней точки бейнитного превращения. Если, однако, изотермическая выдержка будет проводиться при 480°C, то ее длительность должна быть около 4 мин.

Таким образом, комбинированная обработка литого материала марки 40ХЛ, включающая двойную перекристаллизацию (1050 и 860°C), между которыми выполняется изотермическая выдержка при температуре верхней точки бейнитного превращения аустенита, обеспечивает достижение высокого уровня механических свойств основы в биметаллических штамповых изделиях.

#### Л и т е р а т у р а

1. А. с. 460306 (СССР). Способ термической обработки биметаллических изделий / С.А.Довнар. Опубл. в Б. И., 1975, № 6, с. 54.
2. Довнар С.А. Термомеханика упрочнения и разрушения штампов объемной штамповки. - М.: Машиностроение, 1975. - 234 с.
3. Шнейдерман А.Ш. Влияние бейнитных продуктов распада аустенита на механические свойства улучшаемых конструкционных сталей. - МиТОМ, 1976, № 6, с. 51-53.
4. Шнейдерман А.Ш. Об отпуске бейнитной структуры. - МиТОМ, 1978, № 12, с. 2-5.

# СОДЕРЖАНИЕ

## Раздел 1. Литейное производство

Василенко А.А., Кравченко Е.В., Никифоров А.А. Исследование теплового режима неохлаждаемого массивного кокиля . . . . .	3
Вейник А.А., Вейник А.И. Экспериментальное исследование термоэлектрического измерительного элемента для литейной формы . . . . .	5
Гурвич Э.А., Есьман Р.И. Влияние теплофизических параметров литья на стойкость металлических форм . . . . .	11
Гурин С.С., Дмитриевич А.М., Бугай В.П. Формирование переходной зоны в биметаллических отливках с разделительной перегородкой . . . . .	14
Дмитрович А.М., Кузнецов С.В., Пузикова Е.М. Исследование влияния фильтра, установленного в литниковой системе, на структуру потока жидкости . . . . .	16
Довнар Г.В., Стриженков М.И., Ивахов И.С., Голубурда В.И. Влияние стружки собственного производства на качество алюминиевого литья . . . . .	18
Жвавый Н.П. Исследование процесса получения тонкостенной чугунной отливки . . . . .	21
Занимон В.Н., Белый П.П., Гунич О.И. Узел отбора газов от электродуговых печей . . . . .	23
Земсков И.В., Тульев В.Д., Демченко Е.Б. Получение заготовок гильз цилиндров методом вертикального непрерывного литья . . . . .	26
Калиниченко А.С., Княжище М.А., Кравченко Е.В. Расчет процесса затвердевания тонкостенной отливки в массивном кокиле . . . . .	28
Кукуй Д.М., Ушакова И.Н. Поведение смесей с органическими связующими при высокой температуре . . . . .	30
Леках С.Н., Розум В.А., Андреев Г.Ф. Исследование процесса внутрiformенного модифицирования компактными вставками . . . . .	33
Михайловский В.М., Королев В.М., Дорожко И.В., Воробьев Е.Н. Повышение стабильности технологии получения высокопрочного чугуна . . . . .	37
Михальцов А.М., Бахмат В.А., Алешко В.А., Хацкевич В.А. Смазка для пресс-форм при литье под давлением алюминиевых сплавов . . . . .	40

Мищенко Ю.В., Хорошко И.В., Бестужев Н.И. Технологический процесс изготовления отливки "диск ККШ-102А" из чугуна с шаровидным графитом . . . . .	42
Мыльникова Н.Д., Есепкин В.А., Скворцов В.А., Ханцевич А.А. Влияние нерастворимых неорганических и комплексных добавок на технологические свойства жидкостекольных смесей . . . . .	46
Попов П.И., Бельский Е.И., Краевой В.И. Получение чугуна с вермикулярным графитом и его использование для технологической оснастки . . . . .	49
Попов П.И., Синякович Э.Б., Асдрубаль Гарсия. Термостойкость чугунов с различной структурой металлической основы и графита . . . . .	51
Соболев В.Ф., Матюкевич В.Б., Чичко А.Н., Куликов А.И. Особенности формирования микроликвации в сплавах Al-Zn-Cu	53
Соболев В.Ф., Матюкевич В.Б., Чичко А.Н., Сашнев С.В. Определение параметров структуры металлов, влияющих на характер распределения легирующих элементов в двухкомпонентных сплавах . . . . .	55
Тутов В.И., Гринберг В.А., Ханин В.К. Кинетика затвердевания непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе	57

#### Раздел П. Обработка металлов давлением

Алифанов А.В. Обобщенная схема для определения параметров схватывания металлов . . . . .	60
Белый А.В. Некоторые особенности развития сдвига на пятнах фактического контакта при трении . . . . .	63
Винерский С.Н. Снижение трения при волочении труб на неподвижной оправке, совершающей продольные ультразвуковые колебания . . . . .	67
Воронов С.В., Девойно Д.Г., Степаненко А.В. Закономерности изгиба при несимметричной прокатке . . . . .	72
Дмитрович Д.И., Калиновская Т.В., Масаковская А.С. Исследование деформированного состояния при срезе стружки	77
Добровольская М.К. Автоматизация проектирования раскроя листового материала в САПР холодно-штамповочного производства . . . . .	81
Добровольский И.Г., Шляховой В.С. Метод испытания сильфонных трубок-заготовок . . . . .	85
Добровольский И.Г., Сергеев И.С., Шляховой В.С. Исследование технологической пластичности листового материала, применяемого для изготовления сильфонных трубок-заготовок . . . . .	90

Мехед И.Н., Овчинников П.С., Маркович В.И., Булах Е.В. Исследование смазок при разделительных операциях листовой штамповки . . . . .	94
Пашенко В.С., Любимов В.И. Анализ механики разделения тонколистовых металлов при вырубке с продольными ультразвуковыми колебаниями пуансона . . . . .	97
Пашенко В.С., Скачко Ю.В., Запорожец Н.П. Исследование процесса формовки листовых труднодеформируемых металлов с ультразвуком . . . . .	101
Степаненко А.В., Исаевич Л.А., Миронов К.Д. Получение и прокатка гранул из быстрорежущей стали Р6М5 . . . . .	106
Сычев Н.Г., Булах В.Н. Получение периодического профиля для штамповки поковок типа ножек кусачек . . . . .	111
Ящерицын П.И., Пятосин Е.И., Глазунов Е.И. Исследование особенностей деформирования при динамическом и многократном нагружении . . . . .	115

### Раздел Ш. Металловедение и термическая обработка металлов

Беляев В.И., Бусел Н.А., Касперович В.Б. Металлографические исследования зоны соединения биметалла на основе быстрорежущей стали . . . . .	118
Васильев Л.А., Бурнышев И.Н. Жаростойкие диффузионные покрытия на титановых сплавах . . . . .	121
Ворошнин Л.Г., Блох Е.М. Диффузионные процессы в двухфазной области при цементации легированных сталей . . . . .	123
Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М., Хина Б.Б. Математическое описание роста слоя фазы при ХТО . . . . .	127
Довнар С.А., Сидор Е.И. Прогрессивная технология поверхностного упрочнения формовочных инструментов для прессформ . . . . .	129
Исаков С.А., Дейнеко В.А., Пахадня В.П. Борирование стали из покрытий в среде водорода . . . . .	132
Ковалевский В.Н., Алексеев Ю.Г., Голубцова Е.С. Влияние температурно-скоростного фактора на упрочнение сталей . . . . .	135
Краснер М.С., Пучков Э.П. Газовая нитроцементация стали 5ХЗВЗМФС . . . . .	139
Куприянова И.Ю., Пархутик П.А. Структура и свойства прессованных полуфабрикатов из вторичных сплавов алюминия, полученных гранулированием . . . . .	142
Кухарев Б.С., Тамело С.А. Интенсификация процесса порошкового борирования . . . . .	147

Ляхович Л.С., Вейник В.А., Бурнышев И.Н. Расчет параметров массопереноса при граничных условиях третьего рода . . . . .	149
Ляхович Л.С., Шербаков Э.Д., Борисов В.Г. Оптимизация получения жаростойких Cr - Al - Si диффузионных покрытий на сталях 20X13 и 08X18H10T . . . . .	153
Розенберг С.Э., Сурков В.В., Новик В.В. Исследование свойств высокопрочной стали 40X2АФЕ . . . . .	157
Чаус А.С., Дубко А.П., Рудницкий Ф.И. Влияние температуры нагрева под закалку на структуру и свойства быстрорежущих сталей . . . . .	160
Бондарь Л.А., Залесский В.Е. Повышение стойкости чугунной дроби . . . . .	163
Довнар С.А., Фигурин Б.Л. Механические свойства основной стали 4СХЛ после термической обработки штампового биметалла . . . . .	165

## МЕТАЛЛУРГИЯ

В ы п у с к 17

Зав. редакцией *А.Я. Канторович*  
Редактор *Г.В. Вагабова*  
Мл. редактор *Т.И. Крючкова*  
Худож. редактор *Ю.С. Сергачев*  
Техн. редактор *Г.А. Лакишик*  
Корректор *Э.Б. Звонарева*  
График *Н.В. Журавлева*  
Оператор *Е.Г. Полойко*

ИБ № 1593

Подписано в печать 9.06.82 г. АТ 06042. Формат 60x80 1/16. Бумага офсет.  
Офсет. печать. Усл.печ.л. 11,5. Усл.кр.-отт. 11,875. Уч.-издл. 11,12. Тираж 370  
экз. Зак. № 6685. Цена 1 р. 70 к.

Издательство "Вышэйшая школа" Государственного комитета БССР по делам  
издательств, полиграфии и книжной торговли. 220048. Минск, проспект  
Машерова, 11.

Типография "Победа". Молодечно, ул. Тавлая, 11.

Отпечатано с оригинала-макета, подготовленного в издательстве "Вышэйшая  
школа".

## РЕФЕРАТЫ

УДК 621.74

В а с и л е н к о А.А., К р а в ч е н к о Е.В., Н и к и ф о р о в А.А. Исследование теплового режима неохлаждаемого массивного кокиля. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 3—5.

Приведены результаты расчета теплового режима и экспериментального исследования массивного кокиля для получения тонкостенной чугуновой отливки. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 530.1:621.74

В е й н и к А.А., В е й н и к А.И. Экспериментальное исследование термоэлектрического измерительного элемента для литейной формы. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 5—10.

Приводятся экспериментальные характеристики термоэлектрического элемента, составленного из трех и более проводников и полупроводников и работающего в изотермических условиях. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.746.6

Г у р в и ч Э.А., Е с ь м а н Р.И. Влияние теплофизических параметров литья на стойкость металлических форм. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 11—13.

Приведены результаты численного эксперимента на ЭВМ по влиянию теплофизических параметров процесса литья на стойкость металлических форм. Показана возможность повышения стойкости за счет правильного выбора теплоизоляционных покрытий рабочей поверхности металлических форм и интенсивности охлаждения внешней поверхности. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.74.046

Г у р и н С.С., Д м и т р о в и ч А.М., Б у г а й В.П. Формирование переходной зоны в биметаллических отливках с разделительной перегородкой. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 14—16.

Исследованы изменения величины зоны с переходной структурой в перегородке биметаллических отливок из сплавов железа в зависимости от температуры заливаемых металлов и времени пребывания перегородки при температуре выше солидус. Указаны требования, предъявляемые к материалу перегородки. — Ил. 1.

УДК 621.74:669.14

Д м и т р о в и ч А.М., К у з н е ц о в С.В., П у з и к о в а Е.М. Исследование влияния фильтра, установленного в литниковой системе, на структуру потока жидкости. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 16—18.

Рассмотрено влияние огнеупорного фильтра, установленного в литниковой системе, на процесс шлакоулавливания. Исследования проводились на прозрачных моделях методом гидромоделирования.

Поставленная задача решалась путем замера статических давлений жидкости в районе установки фильтра. — Ил. 2.

УДК 669.715.004.82

Влияние стружки собственного производства на качество алюминиевого литья/ Г.В.Довнар, М.И.Стриженков, И.С.Ивахов, В.И.Голлабурда. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 18–20.

Исследовано влияние добавок различного количества стружки как компонента шихты на механические свойства сплавов АЛ4, АК5М7, АЛ5 и КС-245. Установлено, что добавка стружки в количестве до 11% не влияет на прочностные свойства сплавов. Показана возможность полного использования стружки собственного производства в условиях ЦАЛ Мелитопольского завода "Автоцветлит". — Табл. 2.

УДК 621.74

Ж в а в ы й Н.П. Исследование процесса получения тонкостенной чугунной отливки. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 21–23.

Приводятся результаты экспериментальных исследований процесса получения чугунной отливки в земляной форме и в кокиле. — Ил. 1.

УДК 621.745.34

З а н и м о н В.Н., Б е л ы й П.П., Г у н и ч О.И. Узел отбора газов от электродуговых печей. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 23–25.

Приведена схема узла отбора газов от электродуговых печей. Даны рекомендации по применению узла в системах очистки отходящих газов. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.746.6

З е м с к о в И.В., Т у л ь е в В.Д., Д е м ч е н к о Е.Б. Получение заготовок гильз цилиндров методом вертикального непрерывного литья. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 26–28.

Приведены сведения об особенностях процесса получения полых цилиндрических заготовок на установке вертикального непрерывного литья. — Ил. 2.

УДК 621.746.6

К а л и н и ч е н к о А.С., К н я ж и щ е М.А., К р а в ч е н к о Е.В. Расчет процесса затвердевания тонкостенной отливки в массивном кокиле. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 28–30.

Приведена двумерная математическая модель для расчета на ЭВМ температурных полей отливки и кокиля с целью определения влияния технологических параметров на процесс формирования тонкостенной отливки. — Библиогр. 1.

УДК 621.742.4

К у к у й Д.М., У ш а к о в а И.Н. Поведение смесей с органоминеральными связующими при высокой температуре. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с.30–33.

Приведены результаты исследований и описано влияние данных связующих на связываемость жидкостекольных смесей. — Ил. 2.

УДК 669.14.018.292

Л е к а х С.Н., Р о з у м В.А., А н д р е е в Г.Ф. Исследование процесса внутриформенного модифицирования компактными вставками. — *Металлургия*, 1983, вып.17, с. 33–36.



Исследована возможность применения компактных вставок для процесса внутриформенного модифицирования. Проведены исследования кинетики растворения компактных вставок. — Ил. 3. Библиогр. 2.

УДК 621.74.02.6:669.131.8

Повышение стабильности технологии получения высокопрочного чугуна/В.М.Михайловский, В.М.Королев, И.В.Дорожко, Е.Н.Воробьев. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 37—40.

Исследовалось влияние предварительной обработки расплава добавками некоторых химически активных элементов.

Установлено положительное влияние предварительной обработки Al, Се и У на процесс формирования шаровидной формы графита при последующем вводе лигатуры. — Ил. 1. Библиогр. 6.

УДК 621.74.043.2

Смазка для прессформ при литье под давлением алюминиевых сплавов/А.М.Михальцов, В.А.Бахмат, В.А.Алешко, В.А.Хацкевич. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 40—42.

Исследована газотворная способность и теплостойкость ряда смазок и их компонентов. Подобран смазывающий компонент водорастворимой смазки. Смазка опробована и рекомендована к внедрению на ряде предприятий. — Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 669.14.018.292

Мищенко Ю.В., Хорошко И.В., Бестужев Н.И. Технологический процесс изготовления отливки "диск ККШ-102А" из чугуна с шаровидным графитом. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 42—45.

Разработан технологический процесс изготовления отливки "диск ККШ-102А" из чугуна с шаровидным графитом, включающий ковшевую обработку чугуна бескремниевым модификатором МЦ-40, лигатурой ЖКМ-2 фракции 5—12 мм в сочетании с использованием эффективных шлакоулавливающих элементов, обеспечивает получение качественных отливок. — Ил. 3. Библиогр. 1.

УДК 621.742

Влияние нерастворимых неорганических и комплексных добавок на технологические свойства жидкостекольных смесей /Н.Д.Мильникова, В.А.Есепкин, В.А.Скворцов А.А.Ханцевич. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 46—49.

Рассмотрено влияние добавок на скорость растворения силикат-глыбы, на исходную прочность и выбиваемость смесей. Установлено, что введение исследуемых добавок не замедляет скорости растворения силикат-глыбы. Введение пирофиллита и лигнина в смесь в виде жидкостекольных суспензий снижает работу выбивки жидкостекольных стержней из отливок. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.131.622

Попов П.И., Бельский Е.И., Краевой В.И. Получение чугуна с вермикулярным графитом и его использование для технологической оснастки. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 49—51.

Приводятся экспериментальные данные о получении вермикулярного графита в чугунах индукционной плавки добавкой 0,6—0,9% сфероидизирующего модификатора типа

ЖКМК. Показана возможность использования такого чугуна для технологической оснастки, работающей в условиях теплосмен. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.131.622:536.42

Попов П.И., Синякович Э.Б., Асдрубаль Гарсия. Термостойкость чугунов с различной структурой металлической основы и графита. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 51—53.

Приведены результаты испытаний на термическую стойкость легированных и модифицированных чугунов ваграночной и индукционной плавки. Показано, что вермикулярная форма графита обеспечивает наилучшие показатели термической стойкости. — Табл. 2.

УДК 621.746.6

Особенности формирования микроликвации в сплавах Al—Zn—Cu/ В.Ф.Соболев, В.Б.Матюкевич, А.Н.Чичко, А.И.Куликов. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 53—55.

Изучены особенности формирования химической микронеоднородности в сплавах системы Al—Zn—Cu. Установлено, что проявление микроликвации цинка в форме прямой или обратной определяется только содержанием меди в сплаве и не зависит от содержания цинка. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.746.6

Определение параметров структуры металлов, влияющих на характер распределения легирующих элементов в двухкомпонентных сплавах/В.Ф.Соболев, В.Б.Матюкевич, А.Н.Чичко, С.В.Сашнев. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 55—57.

С помощью теории распознавания образов проанализировано влияние электронной структуры металлов на возникновение химической микронеоднородности. Установлено, что решающее влияние на проявление микроликвации элементов в форме прямой или обратной определяется энергией Ферми сплава и средней энергией возмущения примеси в поле решетки растворителя. — Библиогр. 3.

УДК 621.746.6

Тутов В.И., Гринберг В.А., Ханин В.К. Кинетика затвердевания непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 57—59.

Рассмотрена методика и результаты экспериментального исследования кинетики затвердевания непрерывнолитой заготовки из серого чугуна. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.7.016.3

Алифанов А.В. Обобщенная схема для определения параметров схватывания металлов. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 60—63.

Предложена схема для объяснения вероятности схватывания металлов в зависимости от температуры, давления (степени деформации) и поверхностной энергии. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.981

Белый А.В. Некоторые особенности развития сдвига на пятнах фактического контакта при трении. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 63—67.

Рассмотрено влияние на параметры очага пластического течения на пятнах фактического контакта твердых тел угла наклона поверхностных шероховатостей и соотношения реологических характеристик контактирующих материалов для модели твердого тела, деформирующегося в диапазоне сдвигающих напряжений ( $\tau_0 - \kappa$ ). — Ил. 3. Библиогр. 6.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

В и н е р с к и й С.Н. Снижение трения при волочении труб на неподвижной оправке, совершающей продольные ультразвуковые колебания. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 67–72.

Рассмотрен механизм снижения сил трения при волочении труб на неподвижной оправке, совершающей продольные ультразвуковые колебания, определена степень снижения сил трения под действием ультразвука. — Ил. 2. Библиогр. 3.

УДК 621.771.23:621.771.014

В о р о н о в С.В., Д е в о й н о Д.Г., С т е п а н е н к о А.В. Закономерности изгиба при несимметричной прокатке. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 72–77.

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований изгиба полос для различных случаев несимметричной прокатки. — Ил. 3. Библиогр. 6.

УДК 621.96

Д м и т р о в и ч Д.И., К а л и н о в с к а я Т.В., М а с а к о в с к а я А.С. Исследование деформированного состояния при срезе стружки. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 77–80.

Методом Муара на модельном образце из свинца в условиях плоской деформации экспериментально исследовалось деформированное состояние на начальной и установившейся стадии среза стружки, получены эпюры деформаций и скоростей сдвига. — Ил. 2.

УДК 621.751

Д о б р о в о л ь с к а я М.К. Автоматизация проектирования раскроя листового материала в САПР холодно-штамповочного производства. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 81–85.

Описаны основные принципы функционирования автоматизированной подсистемы раскроя листового материала, которая входит в состав отраслевой САПР холодно-штамповочного производства Министерства тракторного и сельскохозяйственного машиностроения.

УДК 621.983:621.787

Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., Ш л я х о в о й В.С. Метод испытания сильфонных трубок-заготовок—*Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 85–90.

Приведены результаты исследований метода испытания сильфонных трубок-заготовок в условиях их нагружения только внутренним гидростатическим давлением при отсутствии осевой сжимающей силы. — Библиогр. 6.

УДК 621.983:621.787

Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., С е р г е е в И.С., Ш л я х о в о й В.С. Исследование технологической пластичности листового материала, применяемого для изготовления сильфонных трубок-заготовок. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 90–93.

Показано, что пластичность листового материала, применяемого для изготовления сильфонов, следует определять при испытаниях на вытяжку сферической лунки. Полученная эмпирическая зависимость между пластичностью и глубиной вытянутой лунки должна уточняться коэффициентами, учитывающими дальнейшее изменение пластичности материала в процессе изготовления сильфонных трубок-заготовок. — Ил. 2. Библиогр. 3.

УДК 621.93

Исследование смазок при разделительных операциях листовой штамповки/И.Н.Мехед, П.С.Овчинников, В.И.Маркович, Е.В.Булах. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 94–96.

Представлена установка для исследования эффективности смазок и смазочно-охлаждающих жидкостей при разделительных операциях листовой штамповки. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.961.01

П а щ е н к о В.С., Л ю б и м о в В.И. Анализ механики разделения тонколистовых металлов при вырубке с продольными ультразвуковыми колебаниями пуансона. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 97–101.

Рассмотрены возможные механизмы разделения тонколистовых металлов и фольги при вибрационной вырубке. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.983

П а щ е н к о В.С., С к а ч к о Ю.В., З а п о р о ж е ц Н.П. Исследование процесса формовки листовых труднодеформируемых металлов с ультразвуком. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 101–105.

Изложены результаты работы по листовой формовке металлов МА8 и Д16Т. Показано, что при штамповке с ультразвуком имеется возможность снять предварительный нагрев листовых заготовок из сплава МА8 и предварительный отжиг заготовки из сплава Д16Т. — Ил. 3. Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.762.1

С т е п а н е н к о А.В., И с а е в и ч Л.А., М и р о н о в К.Д. Получение и прокатка гранул из быстрорежущей стали Р6М5. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 106–110.

Предложен технологический процесс получения полуфабрикатов из быстрорежущей стали Р6М5, заключающийся в гранулировании расплава и последующей горячей прокатке гранул в вакуумированных контейнерах с задним подпором. Разработаны соответствующие устройства для осуществления данного технологического процесса. — Ил. 2. Библиогр. 10.

УДК 621.771

С ы ч е в Н.Г., Б у л а х В.Н. Получение периодического профиля для штамповки поковок типа ножек кусачек. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 111–115.

Описан процесс получения периодического профиля методом продольной прокатки. Приведена конструкция прокатной клетки, в которой боковые проводки выполняют роль ограничителей уширения металла в очаге деформации в двухвалковом калибре. Приведены данные экспериментальных исследований процесса получения периодического профиля за один проход в двухвалковом калибре. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.787

Я щ е р и ц ы н П.И., П я т о с и н Е.И., Г л а з у н о в Е.И. Исследование особенностей деформирования при динамическом и многократном нагружении. – *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 115–117.

Представлено исследование динамики процесса внедрения индентора в металл. Показана зависимость времени внедрения от формы индентора и показано, что количество циклов многократного нагружения в одну и ту же точку не зависит от скорости деформации. – Ил. 3.

УДК 621.787.4.044

Б е л я е в В.И., Б у с е л Н.А., К а с п е р о в и ч В.Б. Металлографические исследования зоны соединения биметалла на основе быстрорежущей стали. – *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 118–120.

На примере биметаллической композиции Р6М5-сталь 45 исследовано влияние высокоскоростной деформации и последующей термообработки на свойства зоны соединения и показано, что предварительной термообработкой можно существенно повысить прочностные свойства композиции при окончательной термообработке по режиму быстрорежущей стали. – Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.785

В а с и л ь е в Л.А., Б у р н ы ш е в И.Н. Жаростойкие диффузионные покрытия на титановых сплавах. – *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 121–123.

Приведены результаты исследования процессов формирования алюминидных и силицидных диффузионных покрытий и их жаростойкости при температурах 700, 850 и 1000 °С. – Ил. 1.

УДК 539.219.3

В о р о ш н и н Л.Г., Б л о х Е.М. Диффузионные процессы в двухфазной области при цементации легированных сталей. – *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 123–126.

Рассмотрены процессы диффузионного насыщения при цементации легированных сталей. Приведены результаты численных расчетов на ЭВМ для системы Fe–Cr–C. – Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 539.219.3

В о р о ш н и н Л.Г., Х у с и д Б.М., Х и н а Б.Б. Математическое описание роста слоя фазы при ХТО. – *Металлургия*. 1983, вып. 17, с. 127–128.

Предложена математическая модель роста слоя интерметаллидной фазы при ХТО для бинарных систем. На рост слоя фазы влияет как диффузия, так и кинетика фазового превращения и образования зародышей новой фазы. Получена система дифференциальных уравнений, которая описывает рост фаз, а также диффузию элементов при наличии сопряжения кристаллических решеток. – Библиогр. 4.

УДК 621.785.5 (088.8)

Д о в н а р С.А., С и д о р Е.И. Прогрессивная технология поверхностного упрочнения формовочных инструментов для пресс-форм. – *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 129–132.

Представлены результаты апробирования в производстве новой технологии упрочнения формовочных инструментов пресс-форм для получения пластмассовой крышки электровилки. Благодаря введению в действующую технологию упрочнения этих инструментов, включающую цементацию, закалку, отпуск и гальваническое хромирование, перед цементацией гальванического никелирования, обеспечивается повышение эксплуатационного ресурса пресс-формы в 1,7 раза. — Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.785.539

Исаков С.А., Дейнеко В.А., Пахадня В.П. Борирование стали из поргрий в среде водорода. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 132—135.

Рассмотрен новый процесс борирования, который позволяет повысить стойкость деталей текстильного оборудования в 4—7 раз. — Ил. 3. Библиогр. 2.

УДК 621.787:621.7.044.2

Ковалевский В.Н., Алексеев Ю.Г., Голубцова Е.С. Влияние температурно-скоростного фактора на упрочнение сталей. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 135—138.

Изучено влияние температурно-скоростного фактора на упрочнение сталей 38ХНЗМФА, 30ХГСА, 0Х12Г14Н4ЮА и мартенситностареющих сталей при воздействии импульсного нагружения. Отмечается значительное повышение прочностных свойств сталей и изменение структуры при деформации их в интервале температур фазовых превращений. — Библиогр. 3.

УДК 621.785.533

Краснер М.С., Пучков Э.П. Газовая нитроцементация стали 5ХЗВЗМФС. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 139—142.

Приведены данные по интенсификации кинетики роста нитроцементованного слоя с высокой концентрацией углерода на стали 5ХЗВЗМФС за счет применения промежуточной операции деазотирования. — Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 669.71.017:621.762

Куприянова И.Ю., Пархутик П.А. Структура и свойства прессованных полуфабрикатов из вторичных сплавов алюминия, полученных гранулированием. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 142—146.

Приведены результаты исследования механических свойств полуфабрикатов из вторичных алюминиевых сплавов АК5М2, АК4М4 и сложнелегированных алюминиевых сплавов типа раскислителей, полученных гранулированием. Показана возможность получения из вторичных алюминиевых сплавов горячепрессованных полуфабрикатов, свойства которых находятся на уровне соответствующих показателей свойств, получаемых у первичных деформируемых сплавов алюминия. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.785

Кухарев Б.С., Тамело С.А. Интенсификация процесса порошкового борирования. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 147—149.

Рассмотрены технологические особенности процесса порошкового борирования. Показана возможность интенсификации борирования из порошковых алюмотермических смесей введением нетрадиционного активатора — порошка серы.

Износостойкость боридных слоев, полученных из составов, содержащих серу, на уровне и выше износостойкости боридных слоев, полученных из среды с карбидом бора. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 539.219.3

Ляхович Л.С., Вейник В.А., Бурнышев И.Н. Расчет параметров массо-переноса при граничных условиях третьего рода. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 149–153.

Рассматривается метод определения коэффициентов диффузии и массоотдачи при химико-термической обработке с образованием на поверхности изделия новой фазы и зоны твердого раствора. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 546.77.281

Ляхович Л.С., Щербаков Э.Д., Борисов В.Г. Оптимизация получения жаростойких Cr–Al–Si диффузионных покрытий на сталях 20X13 и 08X18N10T. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 153–157.

С помощью метода Бокса-Уилсона проведена оптимизация условий получения жаростойких диффузионных слоев системы Cr–Al–Si на сталях 20X13 и 08X18N10T. Применение математического планирования эксперимента позволило установить оптимальные условия насыщения: состав насыщающей смеси — 15–20% X75; 6,5–7,5% АПС-1; 1,5–2,5% Кр1; 1–1,5%  $\text{NH}_4\text{Cl}$ , остальное —  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , температура — 1050–1100°C, время — 4–5 ч. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 669.14.017.3. + 669.14:620.17

Розенберг С.Э., Сурков В.В., Новик В.В. Исследование свойств высокопрочной стали 40X2АФЕ. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 157–160.

Исследована кинетика распада переохлажденного аустенита, построены изотермическая и термокинетическая диаграммы, определены прокаливаемость и величина наследственного зерна высокопрочной улучшаемой стали 40X2АФЕ, предлагаемой как заменитель стали 40ХЛ для шатунов тракторных двигателей. Определены механические свойства. Показана возможность исключения нормализации как предварительной термообработки перед улучшением шатунов. — Ил. 2. Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.14.018.25:539.42

Чаус А.С., Дубко А.П., Рудницкий Ф.И. Влияние температуры нагрева под закалку на структуру и свойства быстрорежущих сталей. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 160–163.

Исследовано влияние температуры нагрева под закалку на структуру, ударную вязкость, твердость, тепло- и износостойкость литых и деформированных быстрорежущих сталей типа Р6М5. Установлено, что литые стали менее склонны к перегреву. — Табл. 1.

УДК 621.7.023.004.62

Бондарь Л.А., Залесский В.Е. Повышение стойкости чугунной дробы. — *Металлургия*, 1983, вып. 17, с. 163–164.

Рассмотрены вопросы повышения стойкости чугунной дробы путем оптимизации режимов термической обработки. Приведены результаты стойкостных испытаний на оригинальной дробеструйной установке. — Табл. 1.

Д о в н а р С.А., Ф и г у р и н Б.Л. Механические свойства основной стали 40ХЛ после термической обработки штампового биметалла. – Металлургия, 1983, вып. 17, с. 165–169.

Представлены результаты комбинированной обработки литого материала марки 40ХЛ. Установлено, что двойная перекристаллизация при температурах 1050 и 860<sup>0</sup>С, между которыми выполняется изотермическая выдержка при температуре верхней точки бейнитного превращения аустенита, обеспечивает достижение высокого уровня механических свойств основы в биметаллических штамповых изделиях. – Ил. 1. Табл. 2. Библиогр. 4.