ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ и производственный ЖУРНАЛ

## 3ATOTOBNTENSHIE ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

#### январь 2013 **N**º 1

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета: ДЁМИН В.А. КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора СЕРИКОВА Е.А.

#### Редакционный совет:

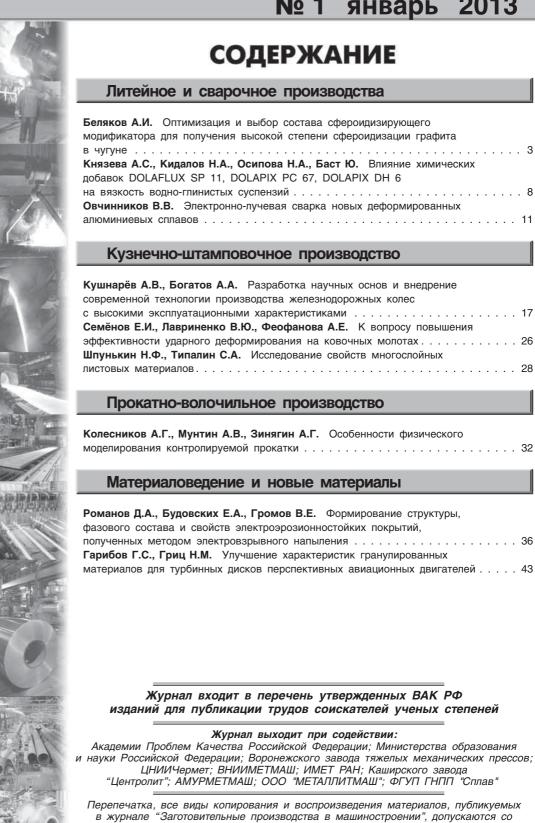
БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. БОГАТОВ А.А. FOKOB A.A. ГАРИБОВ Г.С. ГРОМОВ В.Е. ГУН И.Г. ЕВСЮКОВ С.А. ЕРШОВ М.Ю. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КИДАЛОВ Н.А. КОРОТЧЕНКО А.Ю. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. МОРОЗ Б.С. МУРАТОВ В.С. назарян э.а. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ПОЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУЛЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г. ШЕСТАКОВ Н.А. ШПУНЬКИН Н.Ф. ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М. БАСТ Ю. ТУТМАН Т. ЭРКСЛЕБЕН С.

Ответственный за подготовку и выпуск номера ЛУТОВИНИНА О.Н. СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" 81580, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" 60261) или непосредственно в изпательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19 Факс (499) 269-48-97 Http://www.mashin.ru E-mail: zpm@mashin.ru. zpmpost@rambler.ru



ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

"Машиностроение". "Заготовительные производства в машиностроении".

"Изпательство

### SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

# BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

## **№** 1 January 2013

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief SEMENOV E.I.

Chairman Assistants: DEMIN V.A. KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant SERIKOVA E.A.

**Editorial Committee:** BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN I.G. **FVSYUKOV S.A.** ERSHOV M.Yu. KAPUSTIN A.I. KASATKIN N.I. KIDALOV N.A. KOROTCHENKO A.Yu. KOSHELEV O.S. CRUCK A.T. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. OVCHINNIKOV V.V. PASECHNIK N.V. POVAROVA K.B. POLETAEV V.A. SEMENOV B.I. SUBICH V.N. TREGUBOV V.I. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV V.G. SHESTAKOV N.A. SHPLIN'KIN N F YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M. BAST Yu.

This issue prepared with assistance of specialist LUTOVININA O.N. SERIKOVA E.A.

TUTMANN T. ERXLEBEN S.

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency 81580, on the united catalogue "Pressa Rossii" 39205, catalogue "Pochta Rossii" 60261) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19 Fax (499) 269-48-97 Http://www.mashin.ru E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru



### CONTENTS

### **Casting and Welding Productions**

Belyakov A.I. Optimization and choice of spheroidizing inoculant composition	
for obtaining of high nodularity in cast iron	3
Knyazeva A.S., Kidalov N.A., Osipova N.A., Bast Yu. Effect of chemical	
additives DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67, DOLAPIX DH 6 on viscosity	
of water-clay suspensions	8
Ovchinnikov V.V. Electron-beam welding of new wrought aluminum alloys 1	1

### Forging and Stamping Productions

Kushnarev A.V., Bogatov A.A. Development of scientific bases and realization	
of modern technology in production of railway wheels with high operating	
characteristics	17
Semenov E.I., Lavrinenko V.Yu., Feofanova A.E. Increasing of impact efficiency	
during hammer forging	26
Shpun'kin N.F., Tipalin S.A. Study of multilayer sheet materials properties	28

### **Rolling and Drawing Productions**

### Physical Metallurgy and New Materials

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

## ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ

### ПРОИЗВОДСТВА



УДК 621.74

А.И. Беляков (ООО "Металлитмаш", г. Коломна)

# Оптимизация и выбор состава сфероидизирующего модификатора для получения высокой степени сфероидизации графита в чугуне

Исследованы влияние химического состава стандартных и смесевых сфероидизирующих модификаторов на плотность и температуру плавления, а также количество модификатора на степень сфероидизации графита в чугуне.

**Ключевые слова:** модификатор; химический состав; температура плавления; плотность; степень сфероидизации графита.

Influence of chemical composition of standard and mixed spheroidizing inoculants on density, melting point and amount of inoculant on nodularity in cast iron are studied.

Keywords: inoculant; chemical composition; melting point; density; nodularity.

В процессе совершенствования различных методов модифицирования чугуна расширяется ассортимент рекомендуемых сплавов. Например, только графитизирующих присадок насчитывается свыше ста, а модификаторов для получения ЧШГ — в несколько раз больше. Таким образом, практически невозможно описать характеристики всех комплексных модификаторов. Поэтому рассмотрим требования, предъявляемые к модификаторам на основе магния, кальция, бария, никеля, меди и РЗМ.

При сопоставлении различных видов модификаторов необходимо учитывать множество факторов, которые условно можно разделить на три группы.

В первую группу входят технико-экономические показатели. К ним относятся стоимость и трудозатраты на получение модификатора, расход на тонну литья, необходимость затрат на создание оборудования для организации процесса, токсичность, пироэффект и стабильность процесса модифицирования.

Ко второй группе факторов следует отнести физико-химические свойства металлов и сплавов, используемых в качестве модификаторов. К ним относятся плотность в жидком состоянии, окисляемость, растворимость в чугуне, десульфирующая способность. Важными характеристиками являются также продолжительность сфероидизирующего эффекта, упругость паров компонентов, температуры плавления, кипения и целый ряд других свойств.

В третью группу входят параметры, характеризующие влияние модификатора на структуру и физико-химические свойства чугуна: влияние модификаторов на форму графита, на отбеляемость чугунов и механические свойства, на литейные свойства чугуна и др.

Комплексное сопоставление этих трех групп факторов дает основание для выбора и использования того или иного сплава. Для различных видов модификаторов одна группа факторов может быть предпочтительной перед другой.

Формированию шаровидного графита способствуют многие химические элементы (церий, кальций, литий и др.), магний и лигатуры с его содержанием остаются наиболее экономичными и перспективными сфероидизаторами графита при производстве ЧШГ. Остаточное содержание магния в чугуне, обеспечивающее полную сфероидизацию графита и требуемый комплекс физико-химических и служебных свойств ЧШГ, обычно составляет 0,03..0,06 % и зависит от количества серы, кислорода и других примесей в исходном чугуне.

Процесс взаимодействия модификаторов с жидким чугуном зависит от многих факторов: химического состава модификатора и исходного чугуна, температуры жидкого чугуна, интенсивности конвективного перемешивания, формы и размеров частиц модификатора и др.

При этом одновременно протекают несколько взаимовлияющих процессов. Основные из них: нагрев частицы модификатора до температуры жидкого чугуна; растворение (расплавление) модификатора и распределение его в объеме расплава; химическое взаимодействие компонентов с примесями чугуна. Одновременное протекание этих процессов затрудняет изучение каждого в отдельности, поэтому возможно определять эффективные параметры взаимодействия, характеризующие только процесс в целом.

Так как введенный в расплав модификатор и жидкий чугун различаются температурой и химическим составом, процесс растворения обусловлен законами теплои массообмена. Одной из основных характеристик является разность температур плавления  $T_{\rm пл}$  модификатора и расплава. Если  $T_{\rm пл}$  модификатора ниже  $T_{\rm пл}$  жидкого чугуна, то в процессе взаимодействия модификатор расплавляется и в дальнейшем происходит его жидкофазное смешивание с расплавом. Если наоборот, то модификатор растворяется в жидком чугуне в диффузионном режиме. Учитывая сложный состав модификаторов, в том числе различные  $T_{\rm пл}$  отдельных составляющих, можно предположить, что механизм растворения модификаторов носит смешанный характер.

В статье приведены результаты исследования влияния составов различных лигатур и смесевых модификаторов на температуру плавления, плотность, форму графита и времени выдержки расплава на степень сфероидизации графита (ССГ). Изучали известные и новые лигатуры различных составов.

Образцы лигатур и модификаторов плавили в алундовых тиглях и заливали в цилиндрические графитовые формы, в которых устанавливали термопару для определения температуры затвердевания. Плотность выплавляемых лигатур и модификаторов определяли на установке гелиевый гликнометр 1305 SY-Lab.

Исследовано около 90 видов лигатур и модификаторов, содержащих различные комбинации и количество элементов: 0...30 % Ва; 6...77 % Si; 0...40 % Са; 0...16,5 % Мg; 0...11 % Al; 0...6 % Се; 0...93,5 % Ni; 0...83,5 Сu; 0...2,5 % С; 0...1,5 % Zr; 0...1,0 % Sr и 0...54 % Fe.

На основании математической обработки с помощью пакета STATISTIKA получены следующие регрессионные уравнения:

для плотности  $\rho = 2692,2 + 0,557 Si(91,31 - Si) - \\ -0,663 Ca(86,96 - Ca) - 0,323 Mg(129,46 - Mg) + \\ +17,27 Al(10,9 - Al) - 1,272 Fe(35,68 - Fe) + \\ +26,52 Ce(10,54 - Ce) + 0,768 Ni(165,76 - Ni) -$ 

 $-1,05 \text{ Cu}(36,4-\text{Cu})-1,89 \text{ Ba}^2;$  $R=1,0; \quad \Delta \rho = \pm 48,73 \text{ Kr/M}^3,$ 

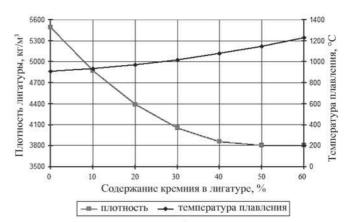
где R — коэффициент корреляции;  $\Delta$  — среднеквадратичная ошибка;

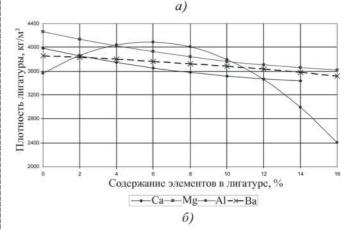
для температуры плавления

$$T_{\text{пл}} = 329.6 + 0.05 \text{ Si}(318.8 - \text{Si}) + 0.4 \text{ Ca}(39.64 - \text{Ca}) - 0.1 \text{Mg}(68.81 - \text{Mg}) + 17.31 \text{ Ce} + 0.071 \text{ Ni}(229.51 - \text{Ni}) + 0.355 \text{Ba}^2 + 0.11 \text{ Fe}^2 + 0.081 \text{Cu}^2;$$

$$R = 0.9984; \quad \Delta T_{\text{пл}} = \pm 16.3 \text{ °C}.$$

Используя полученные уравнения, построили зависимости (рис. 1 и 2), характеризующие влияние каждого входящего фактора на выходные параметры.





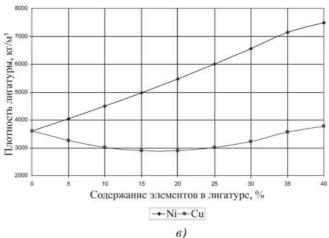
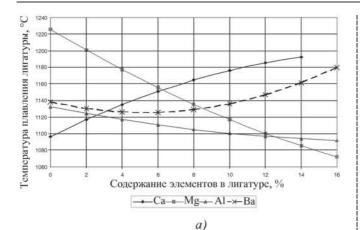


Рис. 1. Влияние Si (a) Ca, Mg, Al, Ba (б) и Ni, Cu (в) на плотность лигатур



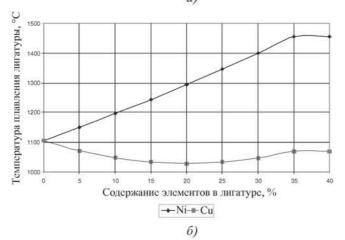


Рис. 2. Влияние Са, Mg, Al, Ba (a) и Ni, Cu ( $\delta$ ) на температуру плавления лигатур

Из рис. 1 видно, что ввод в состав лигатуры Si, Ca, Mg, Al, Ba снижает плотность лигатур, а Ni и Cu ее повышают, особенно никель.

Из рис. 1, a и 2 видно, что Si, Ca, Ba и Ni повышают температуру плавления модификаторов, а Mg, Al ее

снижают. Медь на температуру плавления модификатора практически не влияет.

Сравнение расчетных по полученным зависимостям и экспериментальных данных для конкретных составов модификаторов (см. таблицу) показало достаточно хорошую сходимость с литературными и экспериментальными данными.

Следовательно, на основании полученных уравнений и графиков можно спрогнозировать получение необходимых свойств по плотности и температуре плавления модификатора в зависимости от требований

Для определения расхода модификатора, обеспечивающего высокую степень сфероидизации графита, исходный чугун индукционной плавки (ИСТ-016) состава % мас.: 3,6...3,7 С; 1,6...1,7 Si; 0,5...0,6 Мn; 0,003 S обрабатывали переменным количеством каждого из выше приведенных модификаторов. Модифицирующие присадки исследовали в идентичных условиях по составу и температурным режимам обработки чугуна, способу модифицирования и режимам затвердевания обработанного металла в форме. Температура выпуска расплава чугуна из печи в чайниковый ковш с перегородкой составляла 1400...1450 °С. Модифицирование расплава чугуна проводили по лигатурно-смесевому процессу [1].

Для получения одинакового содержания кремния в модифицированном чугуне в случае применения бескремниевых модификаторов в расплав вводили компенсирующие добавки ферросилиция марки ФС75. Количество вводимой лигатуры изменяли от 0,2 до 3,5 % от массы обрабатываемого чугуна.

Оценку формы графита в чугуне определяли по методике, предложенной в стандарте JISG 5502 (Япония).

Исследовано более 90 комбинаций модифицирующих присадок по составу и количеству вводимых в чугун. Математическая обработка экспериментальных данных позволила получить уравнение второго поряд-

V			an arramna	
химическии	состав	И	своиства	модификаторов

Тип		Хим	ический с	П / 3	Температура				
модификатора	Mg	Ni	Cu	Ca	РЗМ	Si	Плотность, г/см <sup>3</sup>	плавления, °C	
VL63 (M)	5,56,3	_	_	2,0	0,7	45	4,05,0*/4,244,33	1000*/11761188	
VL63 (O)	5,56,3	_	_	2,0	_	45	4,05,0/4,144,24	1000/11761189	
VL63 (M)X	6,57,5	_	_	3,0	0,7	45	-/4,024,13	-/11661181	
VL63 (M)TC	6,07,0	_	_	1,3	0,7	45	-/4,294,40	-/11671183	
VL63 (M)3	6,56,2	_	_	2,0	0,3	45	-/4,244,29	-/11831189	
VL63 (S)	5,06,0	_	_	2,0	2,0	45	4,05,0/4,494,60	1000/11951211	
VL53 (M)	9,011,0	_	_	2,0	0,7	44	3,84,8/3,864,06	1000/11091138	
VL53 (S)	9,011,0	_	_	2,0	2,5	44	3,84,8/4,14,29	1000/11241152	
FeSiMg9 (M)	8,010,0	_	_	1,5	0,6	44	3,84,8/4,004,21	1000/11201150	
NiMg	1416	8385	_	_	1,0	_	6,8/7,637,70	-/11261143	

Тип		Хим	ический с	П / 3	Температура			
модификатора	Mg	Ni	Cu	Ca	РЗМ	Si	Плотность, г/см <sup>3</sup>	плавления, °С
NiMgFe	1416	70	_	_	1,0	_	6,5/7,137,18	1060/10741088
CuMg	1618	8183	_	_	1,0	_	6,2/6,076,40	810/787821
CuMgNi	16	10	73	_	1,0	_	6,2/6,35	830/850
ФСМг5	5,5	_	_	2,1	6,0	46	4,6/4,48	1225/1237
Магний	100	_	_	_	_	_	1,74/1,74	650/649
ФСМг10	10	_	_	1,5	0,7	42	3,8/4,15	1098/1117
NiMgCu	16,5	10,2	73,3	_	_	_	6,1/6,13	830/837
NiMgCuSi	14,3	7,8	66,7	_	2,3	6,7	5,4/5,94	890/880
ФС75	_	_		0,7	_	76,3	3,27/3,11	1300/1323

 $<sup>^*</sup>$  В числителе приведены значения по литературным и экспериментальным данным, а в знаменателе — значения, рассчитанные по уравнениям (1) и (2) соответственно для плотности и температуры плавления.

ка, описывающее влияние компонентов, входящих в состав, и количества (M) водимых лигатур на ССГ, приведенное в графическом виде на рис. 3:

 $CC\Gamma = -47.98 + 0.70 M (208.4 - 11.92 M -$ 

- -1,56Fe-Si-2,32P3M-3,66Al-2,67Ca-
- -2,13Cu -1,65Ni-1,55Ba)-
- -0.16Mg(Si-4.87Ca+7.44Al-10.16Ba-2.39Mg)-
- -0.046 Si (1.81 Fe + Si 128.81) (3)
- -0.35Ca(Ca+1.85Ba)+
- +0.034P3M(P3M-237.81+9.53Fe) +
- + 0,014Fe(1,36 Fe-Ni)+0,10 Al(136,53-Fe-2,88 Al) -
- -0.37 Ba (1.16 Al + 1.58 Ba + Fe 17.69) 1.45 Cu;
- R = 0.9946;  $\triangle CC\Gamma = \pm 1.985 \%$ .

Анализ полученных математической (3) и графических (см. рис. 3) зависимостей показал, что с повышением содержания магния в лигатуре ССГ в чугуне

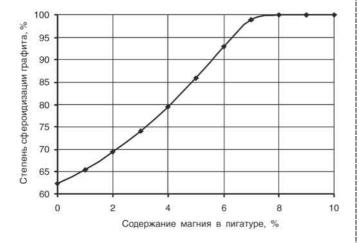


Рис. 3. Влияние содержания магния в лигатуре на степень сфероидизации графита в чугуне

увеличивается и достигает максимального значения при содержании магния в лигатуре свыше 7 % при следующем постоянном содержании других компонентов: 65 % Si; 2 % Ca; 3,5 % Ba; 1 % P3M; 1 % Al; остальное — железо. При этом количество вводимой лигатуры составляло 1,5 % от массы обрабатываемого объема чугуна. Дальнейшее повышение содержания магния в лигатуре при данном количестве ввода лигатуры в расплав приводит к снижению ССГ из-за перемодифицирования чугуна магнием.

Из рис. 4 видно, что увеличение количества кальция, РЗМ и бария до 5 % способствует повышению ССГ в чугуне при постоянном содержании других компонентов: 65 % Si; 2 % Ca; 3,5 % Ba; 1 % РЗМ; 1 % Al, 7 % Mg; остальное — железо. Количество вводимой лигатуры — 1,5 % от массы обрабатываемого объема чугуна.

Анализ уравнения (3) и рис. 4 показал, что при одинаковом содержании магния в лигатурах композиции Mg—Si—Fe по сфероидизирующей способности уступают модификаторам композиций Mg—Ca—Si—Fe.

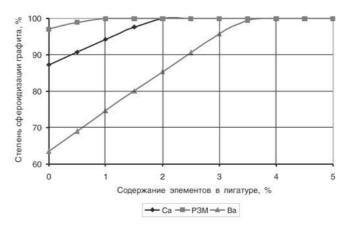


Рис. 4. Влияние содержания кальция, РЗМ и бария в лигатуре на степень сфероидизации графита в чугуне

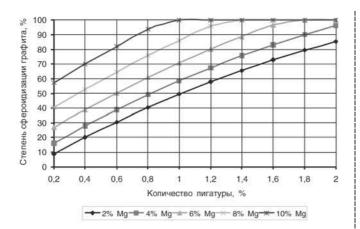


Рис. 5. Влияние состава и количества введенной лигатуры на степень сфероидизации графита в чугуне

Из уравнения (3) по влиянию алюминия в композициях лигатур Mg–Si–Fe и Mg–Ca–Si–Fe на ССГ в интервале 0...2~% является несущественным.

Однако присутствие алюминия в лигатурах желательно, так как он, как и барий, обладает сильным графитизирующим действием, большим, чем у кальция и кремния. Наличие в лигатурах этих элементов облегчает получение тонкостенных отливок без отбела.

По зависимости (3) было спрогнозировано влияние широко применяемых лигатур композиций Mg—Ca—Si—Fe (марки ФСМг2—ФСМг9) в зависимости от содержания в них магния и количества введенной лигатуры в расплав чугуна на ССГ (рис. 5).

На рис. 5 видно, что с повышением содержания магния (при постоянном содержании других элементов) и количества введенной лигатуры в расплав чугуна ССГ увеличивается и достигает 100 % в зависимости от содержания магния и количества введенной лигатуры. Используя рис. 5, можно определить необходимое количество ввода лигатуры в зависимости от содержания магния в лигатуре.

Важным фактором, определяющим эффективность модификатора, является обеспечение высокой ССГ в отливках, особенно при их длительном затвердевании или продолжительной разливке обработанного чугуна по формам.

В работе проведены исследования приведенных выше лигатур на ССГ при выдержке обработанного расплава. Исходный чугун постоянного состава, выплавленный в индукционной печи с кислой футеровкой, при температуре 1400...1450 °С обрабатывали оптимальным количеством каждого изучаемого модификатора. Модифицируемый чугун выдерживали при температуре 1350...1400 °С в индукционной печи и через каждые 2...3 мин проводили отбор проб (заливка килевых образцов толщиной 25 мм и длиной 150 мм) чугуна для изучения формы графитовых включений.

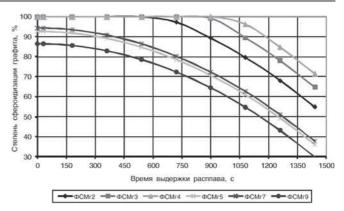


Рис. 6. Влияние времени выдержки и типа модификатора на степень сфероидизации графита в чугуне

Математическая обработка экспериментальных данных позволила получить многофакторное уравнение в зависимости от состава лигатур и времени выдержки T на ССГ, приведенное в графическом виде на рис. 6.

$$CC\Gamma = 85,834 -0,00002728 T^{2} +$$
 $+0,0187 \text{Fe}(2,8129 \text{Ca} + \text{P3M}) -0,1975 \text{Mg (Si} -45,467 \text{Al)};$ 
 $R = 0,9853; \quad \Delta CC\Gamma = \pm 3,73 \%.$ 

Анализ уравнения (4) и результатов на рис. 6 показывает, что при изотермической выдержке модифицированного чугуна ССГ в пробах отливок уменьшается, однако интенсивность этого процесса зависит от состава модификатора. С течением времени выдержки модифицированного чугуна изменение формы графитовых включений вначале незначительное, особенно в кальцийсодержащих лигатурах (ФСМг2—ФСМг4), затем повышается (особенно в лигатурах, не содержащих кальция ФСМг5—ФСМг9), о чем свидетельствует характер кривых на рис. 6.

Вывод. Получены эмпирические зависимости по определению температуры плавления и плотности, степени сфероидизации графита от химического состава, количества вводимой лигатуры и времени изотермической выдержки обработанного чугуна, позволяющие правильно выбрать параметры лигатуры, для обеспечения высокой степени сфероидизации графита в отливке и как следствие — высоких эксплуатационных свойств изделий.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Производство** отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом / А.И. Беляков, А.А. Жуков, В. Маццарелли, А.А. Беляков; под ред. А.И. Белякова. М.: Машиностроение, 2010. 712 с.

Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук, bai49@mail.ru

УДК 621.74.2

А.С. Князева, Н.А. Кидалов, Н.А. Осипова

(Волгоградский государственный технический университет), **Ю. Баст** (Технический университет горной академии Фрайберга, Германия)

# Влияние химических добавок DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67, DOLAPIX DH 6 на вязкость водно-глинистых суспензий\*

Проведены исследования вязкости водно-глинистых суспензий при введении химических добавок DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67, DOLAPIX DH 6 различной концентрации. Получено, что при их незначительном вводе (1...2 %) вязкость суспензий снижается в среднем в 20 и 8 раз для суспензии 55 и 60%-ной концентрации соответственно.

Ключевые слова: водно-глинистая суспензия; вязкость; понизитель вязкости.

The viscosity of water-clay suspensions with the introduction of viscosity chemical additives DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67, DOLAPIX DH 6 different concentrations are studied. It is found that when their small input (1...2 %) viscosity of suspensions decreases on average in 20 and 8 times for suspension 55 and 60 % concentration respectively.

Keywords: water-clay suspension; viscosity; viscosity reducer.

Введение. Литейное производство является основной заготовительной базой машиностроения. С помощью литья получают самые различные отливки сложной конфигурации. В промышленно развитых странах от 65 до 70 % отливок изготовляют в песчаных формах [1]. Песчано-глинистые смеси для сырых и сухих форм являются универсальными для любых видов литья металлов и сплавов. Они экологически чисты, не содержат дорогих и дефицитных компонентов, а при подборе освежающих компонентов легко восстанавливают свои свойства, благодаря чему находятся в постоянном обороте без регенерации.

Основной связующий материал формовочных песчано-глинистых смесей — формовочная глина. Такой выбор определяется следующими ее преимуществами: доступностью, отсутствием в составе токсичных веществ, приданием смеси прочности во влажном и сухом состояниях, пластичности, возможности сочетания с большинством технологических связующих материалов. Известны два способа ввода глинистого связующего в смесь: в виде порошка и в виде предварительно приготовленной водно-глинистой суспензии.

Порошковые глины получают технологической обработкой естественных комовых глин (сушка, дробление, размалывание, просеивание), поэтому, обладая более однородными свойствами, они существенно дороже. При порошкообразном вводе расход связующего выше, чем при суспензионном, так как не вся глина успевает набухнуть и приобрести рабочие свойства в процессе кратковременного перемешивания в смесителях, а часть порошка при обеспыливании смеси уносится в

вентиляционные системы. Кроме того, сильное и практически неизбежное пыление порошка при его транспортировании и дозировании существенно ухудшает санитарно-гигиенические условия в цехе и условия работы оборудования и средств автоматики.

Ввод связующего в виде предварительно приготовленной водно-глинистой суспензии в смесь обладает рядом преимуществ по сравнению с сухим способом ввода глины, так как обеспечивает полную активацию глинистого связующего еще до ввода его в смеситель. Это способствует более полному и равномерному обволакиванию зерен кварца глинистого связующего, а следовательно, более полному и эффективному использованию связующего и повышению свойств смеси.

Эффективность глинистого связующего увеличивается также вследствие предварительного набухания и диспергирования его в суспензии. В результате достигается снижение расхода глинистого связующего, сокращается продолжительность перемешивания смеси в смесителях благодаря отсутствию сухой фазы, создаются возможности для комплексной автоматизации процессов транспортирования исходных материалов и смесеприготовления, улучшаются условия труда [2].

Водно-глинистую суспензию приготовляют из сухой, молотой или комовой глины, однако за рубежом для производства глинистой суспензии также применяют глинопорошки [3], которые обладают некоторыми преимуществами:

- сокращается время приготовления водно-глинистой суспензии;
- набухание мелких частиц происходит быстрее и полнее, чем крупных;
- высокое качество бентонитовых порошков обеспечивает получение суспензий с высокими технологическими свойствами.

<sup>\*</sup> Исследования выполнены в рамках программы DAAD "Михаил Ломоносов II" в Федеративной Республике Германии.

Однако использование глинопорошков ограничено из-за их высокой стоимости, удаленных точек поставок, а также тем, что полученные суспензии все же имеют некоторый разброс свойств, которые необходимы для литья [2].

Применение глинистой суспензии бывает затруднено в связи с тем, что высококонцентрированные суспензии, которые имеют высокие механические свойства, обладают высокой вязкостью, а это затрудняет ее транспортировку по трубопроводу. Для устранения недостатков суспензии, вносят технологические добавки, которые не только уменьшают ее вязкость, что облегчает их подачу к местам приготовления смесей, но и улучшают другие технологические свойства.

Таким образом, объектом исследований являются глинистые суспензии и технологические добавки, которые помогают снизить их вязкость.

Эксперименты. Приготовляли водно-глинистые суспензии из каолиновой глины (месторождение Набережных Челнов) 55 и 60%-ной концентрации. Затем в образцы вводили химические добавки различной концентрации. Вязкость измеряли на ротационном вискозиметре HAAKE RheoStress RS150. Заданные параметры: температура 21 °C, максимальная скорость сдвига  $1000 \, \mathrm{c}^{-1}$ . Используемый сенсор —  $Z10\mathrm{DIN}$ .

Использовали добавки DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67, DOLAPIX DH 6, приобретенные на химическом заводе Zschimmer & Schwarz GmbH & CoKG (Германия).

DOLAFLUX SP 11 представляет собой темно-серый порошок, приготовленный из гуминатов и силикатов, является диспергатором и разжижителем. Химическая формула —  $Na_2SiO_3 \cdot 5H_2O$ . Растворяется водой, рН 1%-ного раствора —  $12.5 \pm 1$ . Является едким веществом, поэтому рекомендуется использование защитных средств. Разжижающее действие DOLAFLUX SP 11 достигается благодаря катионному обмену аддитива с глиняной массой и связанному с этим воздействию двойного электрического слоя в частицах глинистого материала. Кроме того, благодаря содержащимся в нем компонентам он является поверхностно-активным веществом [4].

DOLAPIX PC 67 – диспергатор и разжижитель, в основе содержит натриевую соль и поликарбоновую кислоту. Представляет собой желто-коричневую жидкость, растворимую в воде, pH 1%-ного раствора -8. Так как продукт представляет собой жидкость и находится в диссоциированном состоянии, его действие проявляется сразу же после добавления в суспензию. Таким образом, в любое время можно провести последующее, более точное регулирование вязкости суспензии путем быстрого и гомогенного введения его в глинистую суспензию. Противодействует тиксотропии. Разжижающее действие DOLAPIX PC 67 достигается, с одной стороны, благодаря катионному обмену аддитива с глиняной массой и связанному с этим воздействию двойного электрического слоя в частицах глинистого материала, а с другой – полимерные цепи прикрепляются к частицам глинистого материала и этим вызывают стерическое отталкивание друг от друга [5].

DOLAPIX DH 6 изготовлен на основе полиаминполикарбоксилата, представляет собой желто-коричневую маслянистую жидкость, растворимую в воде. Продукт противодействует расслоениям в суспензии и, таким образом, ведет к гомогенности.

Исследуемый образец суспензии водно-глинистой суспензии помещали в цилиндр, затем проводили измерения с использованием следующего цикла: возрастание скорости сдвига от 0 до  $1000~{\rm c}^{-1}$  в течение 2,5 мин; затем выдержка при скорости сдвига  $1000~{\rm c}^{-1}$  в течение 1,5 мин и последующее снижение скорости сдвига от  $1000~{\rm дo}~0~{\rm c}^{-1}$  в течение 2 мин. В процессе эксперимента измеряли динамическую вязкость суспензии и напряжение сдвига.

Результаты. Эксперименты показали, что наибольшее снижение вязкости при использовании химических реагентов наблюдается у 55%-ной водно-глинистой суспензии. В табл. 1 приведено процентное содержание каждой добавки, при которых достигается максимальный эффект разжижения.

Значения вязкости водно-глинистых суспензий с использованием химических добавок приведены в табл. 2. Кривые изменения вязкости представлены на рисунке.

По результатам исследования водно-глинистой суспензий при постоянной скорости сдвига, равной  $1000 \, \mathrm{c}^{-1}$  видно, что чем выше концентрация вводимых в суспензию добавок, тем ниже значение вязкости суспензий по сравнению с водно-глинистыми суспензиями без добавок. Однако при введении исследуемых добавок вязкость повышается. Например, при добавлении DOLAPIX PC 67 в размере 0,2 % для 55%-ной суспензии и 0,5 % для 60%-ной суспензии — вязкость сначала увеличивается. Это может быть связано с тем, что частицы глины не полностью прореагировали с химической добавкой, что вызвало коагуляцию системы и, следовательно, повышение вязкости. Дальнейший ввод добавок способствует понижению вязкости. Такая зависимость сохраняется для всех образцов глинистой суспензии. При введении химических добавок уменьшается напряжение сдвига, что также характерно для всех исследуемых образцов.

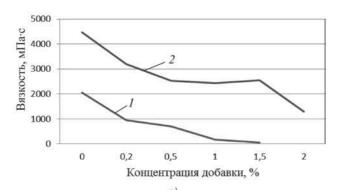
Разжижение происходит благодаря определенному составу добавки, который обеспечивает оптимальный ионный обмен в соответствии с разжижаемой массой; и в результате достигается такая компенсация заряда, что между частицами больше не действует сила притяжения [6].

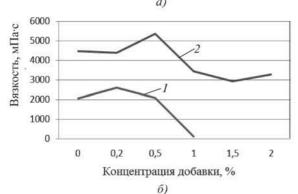
1. Процентное содержание химических добавок и соответствующая ему вязкость водно-глинистой суспензии 55%-ной концентрации

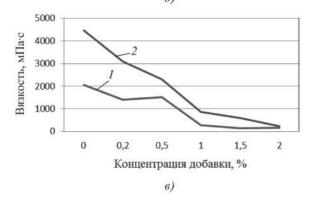
Добавка	Содержание, %	Вязкость, мПа∙с
DOLAFLUX SP 11	1,5	40,92164,97
DOLAPIX PC 67	1,0	100,3105,61
DOLAPIX DH 6	1,5	129,66144,39

2	Среднее значение вязко	сти мПа.с волно	-глинистых суспензий	при добавлении	пазличных пеагентов
4.	Спеднее значение вязко	исти, мита с, волно	-плинистых суспензии	при добавлении	различных реагентов

Концентрация	F 6		Кон	центрация добавк	ти, %			
суспензии, %	Без добавки	0,2	0,5	1,0	1,5	2,0		
	DOLAFLUX SP 11							
55	2059,72	957,70	699,19	163,64	64,59	_		
60	4473,98	3202,82	2526,17	2433,13	2539,27	1289,16		
DOLAPIX PC 67								
55	2059,70	2592,97	2095,90	108,38	_	_		
60	4473,98	4377,07	5352,33	3435,58	2919,26	3277,97		
DOLAPIX DH 6								
55	2059,70	1407,20	1510,68	272,15	133,84	157,70		
60	4473,98	3096,37	2293,84	862,12	589,26	233,80		







Заключение. Анализ влияния химических добавок DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX HC 67, DOLAPIX DH 6 на водно-глинистые суспензии показал, что при их незначительном вводе (1...2 %) вязкость суспензий уменьшается в среднем в 20 раз для суспензии 55%-ной концентрации и в 8 раз для суспензии 60%-ной концентрации. Таким образом, введение химических добавок DOLAFLUX SP 11, DOLAPIX PC 67 и DOLAPIX DH 6 в водно-глинистую суспензию снижает вязкость, что облегчает подачу глинистой суспензии по трубопроводу к месту приготовления формовочных смесей в литейных цехах. Кроме того, количество добавки, необходимой для разжижения, настолько мало, что это не влияет на себестоимость продукции.

При изучении свойств технологических добавок большое внимание заслуживают поверхностно-активные вещества. Они не только воздействуют на вязкость суспензии, но и могут быть использованы в составе комплексных добавок. Комплексные добавки применяют для регулирования одновременно нескольких свойств водно-глинистой суспензии.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шмидт Ф., Хуппертц А., Ритшер Р. Новое связующее хорошо зарекомендовало себя на практике // Литейное производство. 2006. № 8. С. 26—28.
- 2. Высококонцентрированные водно-глинистые суспензии / В.П. Бычков и др. // Литейное производство. 2000. № 4. С. 20–21.
- 3. **Kurzfassungen** der Vorträge und Poster: Jahrestagung der Deutschen Mineralogischen Gesellschaft. Stuttgart: Schweizerbart. 82.2004—84.2006.
- 4. DOLAFLUX SP 11. Диспергатор и разжижитель / Zschimmer & Schwarz GmbH & Co KG. 2011. Режим доступа: http://www.zschimmer-schwarz.com/Ke-рамика/ DOLAFLUX SP 11.
- 5. DOLAPIX PC 67. Диспергатор и разжижитель / Zschimmer & Schwarz GmbH & Co KG. 2010. Режим доступа: http://www.zschimmer-schwarz.com./Ke-рамика/DOLAPIX PC 67.
- 6. **Технологические** испытания глин: учеб. пособие / А.В. Иванова, Н.А. Михайлова. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ—УПИ, 2005. 45 с.

Анна Сергеевна Князева;

Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук, nich@vstu.ru;

Нионилла Александровна Осипова, канд. техн. наук; Юрген Баст, д-р техн. наук

DH 6

УДК 621.791:669.71

В.В. Овчинников (Московский государственный индустриальный университет)

## Электронно-лучевая сварка новых деформированных алюминиевых сплавов

Представлены результаты исследования свариваемости новых алюминиевых сплавов в условиях электронно-лучевой сварки. Приведены механические свойства сварных соединений и результаты анализа их микроструктуры. Сделаны выводы о перспективности применения исследуемых сплавов в сварных конструкциях.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы; плиты; электронно-лучевая сварка; механические свойства соединений; микроструктура сварных соединений.

The results of investigating the weldability of new aluminum alloys in the conditions for electron-beam welding are represented. The mechanical properties of welded joints and results of the analysis of their microstructure are given. Conclusions about the prospect of the application of concrete alloys in the welded constructions are drawn.

**Keywords:** aluminum alloys; plates; electron-beam welding; mechanical properties of connections; microstructure of welded joints.

В последнее десятилетие наметились тенденция совершенствования известных деформированных алюминиевых сплавов, а также разработка новых композиций сплавов, чему способствовало активное внедрение алюминиевых сплавов помимо традиционных областей применения, таких как самолетостроение и ракетостроение, для изготовления транспортных средств в автомобилестроении и железнодорожном транспорте. Активно применяют алюминиевые сплавы при производстве судов различного типа.

За рубежом и в России разрабатывают алюминиево-литиевые сплавы нового поколения, дополнительно легированные серебром, скандием и другими микродобавками. Наиболее перспективным сплавом этой группы является высокопрочный конструктивный сплав В-1469 на основе системы Al—Cu—Li—Mg и дополнительно легированный серебром, цирконием и скандием.

Помимо алюминиево-литиевых сплавов проведены исследования по совершенствованию комплекса механических свойств и других алюминиевых сплавов в результате микролегирования. В частности, высокопрочный сплав B-1963 системы Al-Zn-Mg-Cu с небольшими добавками Ag, Sc, Zr по комплексу эксплуатационных характеристик превосходит отечественные и зарубежные сплавы данной системы (В95пчТ2, 7050Т76). Преимущество слава в виде поковок и прессованных полос перед аналогичными полуфабрикатами из серийных сплавов составляет: увеличение статической прочности на 14...20 %, повышение малоцикловой усталости в 1,35-2 раза, снижение скорости роста трещины усталости в 1,2-1,5 раза. В отличие от других высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu сплав В-1963 удовлетворительно сваривается автоматической аргонодуговой сваркой [1-3].

В последнее время производители специальной автотехники — бензовозов и цементовозов большое внимание уделяют применению алюминиевых сплавов в сварных конструкциях для снижения их массы.

Уменьшение массы цистерны можно достичь за счет использования для ее изготовления алюминиевого сплава с более высокими прочностными свойствами по сравнению со сплавом АМг5М. В то же время новый сплав должен сохранить высокую технологичность в процессе изготовления ее отдельных узлов и сварки самой цистерны.

Компанией "Алкоа" (Россия) совместно с ЦНИИ КМ "Прометей" и НИИ Стали был создан многофункциональный сплав 1565ч на основе системы Al—Mg. Основные компоненты сплавов этой группы — магний и марганец. Увеличение содержания магния в сплавах повышает временное сопротивление и особенно предел текучести [4]. Наиболее интенсивный рост наблюдается при увеличении содержания магния от 1 до 6 %, а марганца от 0,2 до 1 %.

Введение в сплавы системы Al—Mg цинка до 1 % способствует упрочнению алюминиевого твердого раствора, так как при этом цинк находится в твердом растворе и не образует фаз. Дальнейшее повышение содержания цинка приводит к тому, что сплав переходит из класса нетермоупрочняемых в термоупрочняемые сплавы из-за образования упрочняющих фаз. Поэтому содержание цинка в сплаве 1565ч ограничили от 0,45 до 1 %. Для измельчения структуры сплава в его состав вводят также модификаторы, такие как цирконий, титан и др.

Сплав 1565ч в плитах толщиной 15...30 мм представляет интерес в качестве материала для создания противопульной защиты автомобилей класса "Тигр".

ФГУП "ВИАМ" выполнил комплекс работ по совершенствованию сплавов AB в направлении обеспечения регламентированной по размеру зерна структуры. Для этого в сплав AB вводят кальций в количестве 0,20...0,35 %. В результате был создан сплав B-1341, относящийся к системе Al—Mg—Si, обладающий более высокими механическими свойствами по сравнению с прототипом (сплавом AB).

Марка сплава	Cu	Mg	Zn	Ag	Sc	Ti	Zr	Li	Mn	Si
B-1963	1,8	2,0	7,8	0,15	0,15	0,22	0,12	ı	_	_
B-1469	4,1	0,09	0,2	0,45	0,08	0,05	0,15	1,56	0,06	_
1565ч	0,05	5,94	0,78	_	_	0,04	0,12	_	0,88	0,12
B-1341	0,12	0,40	0,1 Ca	_	_	_	_	0,17 Fe	0,05	0,7

#### 1. Химический состав алюминиевых сплавов, % мас.

### 2. Механические свойства плит исследуемых сплавов толщиной 35 мм

Марка сплава	Термическая обработка	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	δ, %
B-1963	Искусственное	590595	475480	6,27,0
B-1469	старение	544570	470477	6,78,2
1565ч	Отжиг	335340	165175	1516
B-1341	Искусственное старение	330335	270275	1213

Химический состав и механические свойства рассмотренных сплавов в полуфабрикате в виде плиты толщиной 40...50 мм приведены в табл. 1 и 2.

*Цель работы* — оценка свариваемости алюминиевых сплавов B-1963, B-1469, 1565ч и B-1341 при электронно-лучевой сварке. Исследования проводили на плитах толщиной 35...40 мм.

**Методика** эксперимента. Электронно-лучевую сварку выполняли в долевом направлении (по отношению к направлению прессования полос) на установке ЭЛУ20MK, оснащенной энергетическим блоком ЭЛА60/60.

Перед сваркой торцевую поверхность стыка обрабатывали на строгальном станке с параметром шероховатости Ra 6,3, протирали бензином и спиртом. Заготовки фиксировали на прихватках, выполненных ручной аргонодуговой сваркой по боковым поверхностям.

Сварка образцов осуществлялась горизонтальным лучом при расположении стыка в горизонтальной плоскости. Режим сварки выбирали из условия сквозного проплавления образца, формирования шва с параллельными стенками с шириной со стороны проплава не менее 2...3 мм.

В процессе подбора режима сварки варьировали скорость сварки, влияние которой оценивали по внешнему виду швов. При скорости сварки менее 20 м/ч наблюдали стекание расплавленного металла сварочной ванны с лицевой стороны и со стороны проплава. Увеличение скорости сварки до 35...40 м/ч требует соответствующего повышения тока луча. При этом наблюдали интенсивное разбрызгивание металла со стороны проплава, поэтому на основании исследования влияния скорости сварки на формирование шва выбран диапазон скорости сварки 24...26 м/ч.

Сварку образцов выполняли по следующему режиму: ток луча 180...195 мА; ток фокусировки 470 мА; скорость сварки 24...26 м/ч; рабочее расстояние 200 мм.

Прочность сварных соединений определяли на плоских образцах с шириной в рабочей части 10 мм и толщиной 3 мм по ГОСТ 1497—84. Испытания образцов проводили на универсальной испытательной машине Z-250 фирмы Zwick. Исследования проводили в следующем режиме: установленные на рабочую часть образца датчики деформации осуществляли запись диаграммы растяжения.

Испытания на изгиб осуществляли на плоских образцах сварных соединений толщиной 3 мм размерами 10×90 мм. Ударную вязкость сварных соединений определяли на образцах сечением 10×10 мм длиной 60 мм с U-образной канавкой по металлу шва и по зоне сплавления. Для испытаний образцов применяли маятниковый копер RKP450Z фирмы Zwick.

Макроструктуру сварных соединений исследовали на темплетах, вырезанных из сварных соединений, которые после обработки исследуемой поверхности подвергали твердому цветному анодированию.

Микроструктуру исследовали на шлифах сварных соединений, подвергнутых травлению в реактиве Келлера. Металлографический анализ структуры сварных соединений и основного металла проводили с помощью оптической микроскопии. Применяли оптический металлографический микроскоп Axivert-40 фирмы Carl Zeiss. Съемку микроструктуры осуществляли с помощью специальной видеокамеры, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывался с помощью специального программного обеспечения на компьютере и выводился на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

Для исследования поверхности излома образцов и тонкой структуры различных зон сварного соединения применяли электронный сканирующий микроскоп с приставкой для микроанализа EVO—50XVP фирмы Carl Zeiss.

Результаты исследований и их обсуждение. Применение указанных выше параметров режима электронно-лучевой сварки позволило получить сварные соединения с практически параллельными стенками и отсутствием дефектов в виде пор, трещин и паровых мешков (рис. 1). Визуальный осмотр и измерение раз-

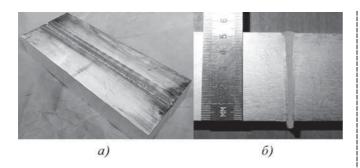


Рис. 1. Внешний вид сварного образца (a) и макроструктура сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой ( $\delta$ )

меров швов показали, что с лицевой стороны соединения наблюдается занижение шва на 0,5...0,8 мм, а со стороны проплава — выпуклость до 2 мм.

Горизонтальное положение сварочной ванны при сварке позволяет улучшить условия формирования сварного соединения. Главное преимущество при этом — высокая устойчивость ванны при большой толщине свариваемого металла.

Механическими испытаниями установлено, что сварные соединения сплава B-1963 имеют высокие прочностные характеристики (до 0,8 прочности основного материала) (табл. 3). Низкие значения пластичности, полученные для сварных соединений, характерны и для самого сплава ( $\alpha=9...13^{\circ}$ ). Снижение прочности и ударной вязкости в средней части соединения, по-видимому, связано с качеством основного материала.

Проведены фрактографические исследования образцов, которые разрушились по зоне сплавления. Излом образца, вырезанного из верхней части сварного соединения, имеет выраженное волокнистое строение (рис. 2, a). На поверхности излома присутствуют зоны с полосчатостью и плоские участки с межзеренным изломом, в участках с полосчатостью — места с оплавлением по границам зерен (рис. 2,  $\delta$ ) и рыхлотой (рис. 2,  $\delta$ ). В этих участках в основном наблюдается структура в виде гребней, вытянутых зерен и небольшого количества ямочного рельефа. На границах зе-

### 3. Механические свойства сварных соединений сплава B-1963

Место вырезки образцов	σ <sub>в</sub> , МПа	Угол изгиба $\alpha$ , °	<i>КС</i> U, кДж/м²
Верх шва	464 485*	22 28	<del>79 83</del>
	471	26	<del>80</del>
Середина шва	358 416	1012	<u>57 61</u>
	388	11	<u>59</u>
Корень шва	462 487	1213	80 82
	472	12	81

<sup>\*</sup> В числителе приведены минимальное и максимальное значения, в знаменателе — среднее значение.

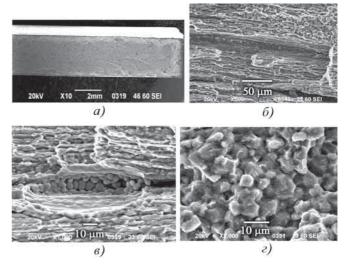


Рис. 2. Строение излома сварного соединения прессованной полосы толщиной 40 мм, верх шва:

a — макростроение излома,  $\times 10$ ;  $\delta$  — дефект в виде оплавления,  $\times 500$ ;  $\epsilon$  — дефект в виде рыхлоты,  $\times 1000$ ;  $\epsilon$  — зона межзеренного излома,  $\times 2000$ 

рен в области межзеренного излома видны выделения упрочняющих фаз (рис. 2,  $\epsilon$ ).

Излом образца, вырезанного из средней части сварного соединения, имеет слоистое строение. На поверхности излома наблюдаются протяженные волокна и участки разрушения по границам зерен, в области волокнистой структуры — гребни, рыхлота. Разрушение проходит по волокнам, где присутствует большое количество мелких частиц. В изломе образца, вырезанного из корневого участка шва, слоистость выражена менее четко, чем в середине шва, есть участки без волокнистости. Таким образом, снижение механических свойств в средней части сварного шва может быть связано с особенностями строения основного материала.

Металлографические исследования соединений показали, что для сварных швов характерна мелкозернистая равноосная структура с размером зерна 5...10 мкм. Из-за высокой скорости кристаллизации на периферии шва практически отсутствует зона вытянутых зерен, а зона мелкого рекристаллизованного зерна составляет приблизительно 20...30 мкм. В переходной зоне отсутствует сплошная сетка избыточных фаз, что характерно для высокопрочных сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu.

Результаты металлографических исследований позволяют утверждать, что легирование сплава В-1963 скандием и серебром уменьшает размер зерен в переходной зоне сварного соединения, ее протяженность, сетчатость строения и обогащение границ выделениями вторичных хрупких фаз. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке. Замеры микротвердости и анализ микроструктуры сварных соединений показали, что зона термического влияния невелика и составляет 1,5...2,0 мм.

4. Содержание элементов в	различных зона	х структуры
металла шва	сплава В-1963	

Точка	Структурная	Содержание элементов, % мас.						
анализа	составляю- щая	Mg	Sc	Ti	Cu	Zn		
Спектр 1	Тело зерна	0,68	_	0,18	0,48	4,12		
Спектр 2	Пригранич- ная область зерна	1,10	_	_	1,83	9,49		
Спектр 3	Межзерен- ные выделе- ния	1,04	0,18	_	1,73	6,46		

Выполнены исследования микроструктуры сварных соединений сплава B-1963 на растровом электронном микроскопе. Микроструктура основного металла имеет ярко выраженную слоистость с вытянутыми зернами в направлении прокатки полосы. Химический состав сплава B-1963 по основным легирующим элементам в зоне анализа микроструктуры следующий: 1,59 % Mg; 0,47 % Ti; 1,66 % Cu; 7,82 % Zn.

Микроструктура литого металла шва состоит из равноосных зерен с более светлым телом зерна, отороченным более темной граничной областью зерна. Строчечные межзеренные выделения имеют более темный оттенок по сравнению с границами зерен на травленом шлифе. Результаты исследования химического состава различных зон металла сварного шва представлены в табл. 4. Содержание меди, магния и цинка в областях, примыкающих к границам зерен, повышено. Содержание цинка в межзеренных прослойках ниже его среднего содержания в сплаве.

В зоне сплавления сварного соединения сплава В-1963 замеряли содержание легирующих элементов: точка спектр 1— в теле зерен зоны сплавления; точка спектр 2— межзеренные прослойки в зоне сплавления; точка спектр 3— приграничная область зерна в металле зоны сплавления. Содержание легирующих элементов в указанных точках приведено в табл. 5.

Из полученных замеров следует, что тело зерна в зоне сплавления содержит магния, меди и цинка значительно меньше их содержания в сплаве. Ближе к границе зерен (спектр 3) отмечается некоторое увели-

5. Содержание элементов в различных зонах структуры металла зоны сплавления сварного соединения сплава B-1963

Точка	Структурная	Содержание элементов, % мас.						
анализа	составляю- щая	Mg	Sc	Ag	Cu	Zn		
Спектр 1	Тело зерна	0,72	0,10	_	0,49	4,18		
Спектр 3	Пригранич- ная область зерна	0,91	0,15	_	0,74	5,13		
Спектр 2	Межзерен- ные выделе- ния	2,00	0,18	0,63	4,18	7,81		

6. Изменение концентрации меди, цинка и магния, % мас., в металле шва сплава В-1963 при электронно-лучевой сварке в зависимости от числа проходов

Число проходов	Cu	Zn	Mg
0	1,80	7,80	2,00
1	1,75	7,66	1,82
2	1,72	7,53	1,75
3	1,70	7,21	1,72

чение содержания легирующих элементов. Однако и в этой зоне содержание легирующих элементов также существенно меньше их содержания в сплаве.

В то же время в межзеренных прослойках (спектр 2) и в сплаве В-1963 содержание магния и цинка одинаковое. Содержание меди превышает ее содержание в сплаве в 2–2,3 раза, а серебра — в 4 раза. Таким образом, в зоне сплавления по границам зерен формируются прослойки с повышенным содержанием меди, серебра и дополнительно магния и цинка. Такие прослойки могут обладать повышенной хрупкостью, что выражается в снижении ударной вязкости по зоне сплавления сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов при электронно-лучевой сварке.

Замеры концентрации основных легирующих элементов в металле шва после различного числа проходов показали, что концентрация меди практически не изменяется с увеличением числа проходов от 1 до 3, а концентрации магния и цинка сокращаются не более чем на 5...8 % (табл. 6). Это позволяет предположить, что применение повторных проходов для устранения внутренних дефектов швов не повлечет за собой существенного изменения химического состава и свойств сварных соединений сплава B-1963 системы Al—Zn—Mg—Cu.

Механические свойства сварных соединений сплава B-1469 приведены в табл. 7. Сварные соединения

7. Механические свойства сварных соединений сплава B-1469, выполненных электронно-лучевой сваркой (плита толщиной 50 мм)

Место вырезки образцов	$σ_{\scriptscriptstyle B}$ , ΜΠ $a$	K	Угол изгиба α, °	<i>КС</i> U, кДж/м²
Верх шва	317 347	0,66	30 33	<u>41 66</u> 51
Середина шва	320 342	0,67	28 34 30	65 88 77
Корень шва	309 354 342	0,70	12 20 16	57 69 63

О б о з н а ч е н и е. K — отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного металла.

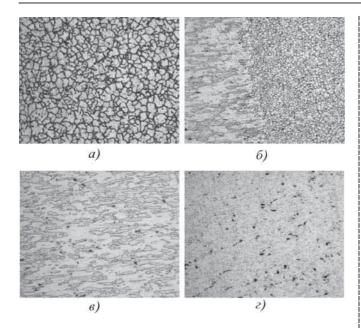


Рис. 3. Микроструктура зон сварного соединения сплава B-1469 (×150):

a — металл шва;  $\delta$  — зона сплавления;  $\epsilon$  — зона термического влияния;  $\epsilon$  — основной металл

имеют достаточно высокие прочностные характеристики (до 0,65 прочности основного материала).

Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на ударную вязкость, которые разрушились по зоне сплавления. Излом образца, вырезанного из верхней части сварного соединения, имеет выраженное волокнистое строение, аналогичное строению излома сварного соединения сплава В-1963 (см. рис. 2).

Металлографические и металлофизические исследования показали, что сплав B-1469 в термически обработанном состоянии характеризуется субзернистой структурой, выделениями ультрадисперсных частиц фазы  $\delta'(Al_3 Li)$  внутри зерен и дисперсных частиц фазы Al<sub>2</sub>LiMg по границам зерен. Выделения по границам деформированных зерен обычно имеют размер 1...2 мкм, но иногда объединяются в сплошные строчки шириной 5...10 мкм.

Структура металла шва (рис. 3, a) равноосная с довольно крупными (до 10 мкм) выделениями интерметаллических фаз по границам зерен. В зоне, ближайшей к линии сплавления (рис. 3,  $\delta$ ), крупные точечные выделения интерметаллических фаз размером 5...10 мкм наблюдаются на фоне межзеренных выделений деформированной структуры. Ширина этой зоны равна 0,1 мм при однопроходной сварке при скорости 36 м/ч, 0,25 мм при скорости 20 м/ч и 0,3 мм при скорости 10 м/ч.

Далее металлографически (рис. 3,  $\beta$ ) отмечается зона, обедненная по сравнению с основным материалом мелкодисперсными выделениями упрочняющей  $\delta'$ -фазы, чем, вероятно, и объясняется снижение твердости металла околошовной зоны. Граница между этой

### 8. Микротвердость HV различных зон сварного соединения сплава B-1469

Зона сварного соединения	HV
Металл шва (литая зона)	6598
Линия сплавления	110117
Зона термического влияния	120126
Основной металл	130133

зоной и основным металлом не определяется. На микрошлифах металла шва вблизи зоны сплавления обнаруживаются мелкие поры [5].

Результаты металлографических исследований позволяют констатировать, что легирование сплава В-1469 скандием и серебром уменьшает грубое строение переходной зоны, ее протяженность, сетчатость строения и обогащение границ вторичными хрупкими фазами. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке.

Замеры микротвердости при нагрузке 0,098 Н (10 гс) (табл. 8) и анализ микроструктуры сварных соединений показали, что зона термического влияния невелика и составляет 1,5...2,0 мм.

Измерение содержания легирующих элементов по растру показали, что металл шва содержит легирующие элементы в следующих количествах: 3,12 % Cu; 0,40 % Ag; 0,10 % Sc.

На расстоянии половины между центральной областью шва и линией сплавления содержание основных легирующих элементов практически не изменяется: 3,13 % Cu; 0,47 % Ag; 0,14 % Sc. Дополнительно в этой зоне присутствует цирконий в количестве 0,33 %. В обоих случаях литий при дискретном методе измерений не обнаруживается.

В металле шва вблизи линии сплавления наблюдаются укрупнение зерен и увеличение содержания меди до 3,93 %. Содержание остальных элементов следующее: 95,44 % Al; 0,11 % Sc; 0,52 % Ag.

Концентрация меди в зоне сплавления резко возросла, т.е. в процессе сварки создается ситуация, при которой на стенке кратера присутствует тонкая пленка, обогащенная медью.

Замеры концентрации основных легирующих элементов в металле шва после различного числа проходов показали, что концентрация меди практически не изменяется с увеличением числа проходов от 1 до 3, а концентрации магния и серебра сокращаются не более чем на 5...8 %. Это позволяет предположить, что применение повторных проходов для устранения внутренних дефектов швов не повлечет за собой существенного изменения химического состава и свойств сварных соединений сплава В-1469.

Механические свойства сварных соединений плит сплава 1565чМ приведены в табл. 9.

Анализ результатов механических испытаний показал, что для сварных соединений плит сплава 1565чМ можно отметить высокую однородность свойств по толщине плиты. Сварные соединения отличаются высокой пластичностью ( $\alpha = 160...180^{\circ}$ ).

9. Механические	свойства	сварных	соединений	ПЛИТ
сплава	1565чМ 1	голщиной	40 мм	

Место вырезки образцов	σ <sub>в</sub> , МПа	K	Угол изгиба α, °	<i>КС</i> U, кДж/м²
Верх шва	319 327 323	0,95	160 165 162	210 235 219
Середина шва	330340	0.00	100	265 288 277
Корень шва	335 340 335	0,99	180	257 289 263

Разрушение сварных соединений (плоские образцы толщиной 5 мм) сплава 1565чМ при испытаниях на растяжение происходило по основному металлу на расстоянии 3...5 мм от линии сплавления, а при испытаниях на угол изгиба разрушения образцов достичь не всегда удавалось даже при  $\alpha=180^{\circ}$ .

Микроструктура металла шва состоит из α-твердого раствора, на фоне которого закристаллизовалась дендритная сетка. Микроструктура шва неоднородная, так как степень распада пересыщенного твердого раствора неодинакова. Микроструктура переходной зоны характеризуется оплавлением эвтектики вдоль деформированного волокна металла. Микроструктура переходной зоны состоит из оплавленных зерен α-раствора, в зоне термического влияния микроструктура рекристаллизованная с включениями по границам и в теле зерен.

Для определения протяженности зоны термического влияния была измерена микротвердость по середине толщины образца на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,196 H (20 гс).

Микротвердость в сварном шве составляет 700...880 Н/мм<sup>2</sup>, а основного металла — в среднем 950...1050 Н/мм<sup>2</sup>. В околошовной зоне наблюдается снижение микротвердости до 850...880 Н/мм<sup>2</sup>. По результатам измерений микротвердости в поперечном сечении сварных соединений плит сплава 1565чМ можно заключить, что протяженность зоны термического влияния равна 6...7 мм от границы шва.

Плиты сплава В-1341 при электронно-лучевой сварке показали хорошую свариваемость. Механические свойства сварных соединений:  $\sigma_{\rm B} = 305...310~{\rm M}\Pi{\rm a}$ ;  $\alpha = 110...135^{\circ}$ . Разрушение сварных соединений при испытаниях образцов на прочность происходило по основному металлу на расстоянии 3...5 мм от линии сплавления по участку основного металла, который при сварке нагревается до 300...320 °С. Коэффициент прочности соединения составляет 0,91...0,93.

В результате проведения после сварки термической обработки, включающей в себя искусственное старение, коэффициент прочности сварного соединения сплава В-1341 повышается до 0,95...0,98, а разрушение происходит по литому металлу шва.

### Выводы

1. Сплав B-1963 системы Al–Zn–Mg–Cu с микродобавками элементов переходной группы может быть рекомендован для изготовления сварных конструкций. Сплав B-1963 имеет удовлетворительные характеристики свариваемости. Сварные соединения имеют высокие прочностные характеристики (до 0,8 прочности основного материала).

Легирование сплава В-1963 скандием и серебром уменьшает размер зерен в переходной зоне сварного соединения, ее протяженность, сетчатость строения и обогащение границ выделениями вторичных хрупких фаз. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости против образования горячих трещин при сварке.

2. Применение электронно-лучевой сварки для выполнения стыковых соединений высокопрочного алюминиевого сплава В-1469 позволяет обеспечить прочность соединений на уровне 0,65...0,67 прочности основного металла в термообработанном состоянии (закалка+искусственное старение). Для сварных швов характерна мелкозернистая равноосная структура с размером зерна 5...10 мкм. В переходной зоне отсутствует сплошная сетка избыточных фаз. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости к образованию горячих трещин при сварке.

В металле шва и в зоне сплавления сварного соединения сплава В-1469 при электронно-лучевой сварке наблюдается интенсивное перераспределение легирующих элементов (меди, серебра, магния и скандия), а в металле шва вблизи линии сплавления — тонкий слой с содержанием меди 5,75...11,42 %.

3. При электронно-лучевой сварке плит сплава 1565чМ обеспечивается коэффициент прочности сварных соединений на уровне 0,96...0,98 и протяженность зоны термического влияния в пределах 5...7 мм.

Сплав 1565чМ может быть рекомендован для использования в сварных конструкциях для транспортного машиностроения взамен сплава AMr5M.

4. Сплав В-1341 показал удовлетворительную свариваемость при электронно-лучевой сварке плит толщиной 40...50 мм с прочностью сварных соединений 0,91...0,93. Проведение после сварки термической обработки (искусственное старение) позволяет повысить коэффициент прочности соединения до 0,95...0,98.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Ищенко А.Я.** Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автоматическая сварка. 2004. № 4. С. 16—26.
- 2. **Фридляндер И.Н.** Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970-2000 и 2001-2015 гг. // Технология легких сплавов. 2002. № 4. С. 12-17.
- 3. **Овчинников В.В.** Современные наукоемкие технологии в сварочном производстве // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2011. № 5. С. 35-45.
- 4. **Металловедение** алюминия и его сплавов: справочник / отв. ред. И.Н. Фридляндер. М.: Металлургия, 1983. 280 с.
- 5. **Овчинников В.В., Грушко О.Е., Егоров Р.В.** Структура и свойства сварных соединений алюминиевого сплава В-1469, полученных электронно-лучевой сваркой // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 5. С. 7—11.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru

## КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УДК 669.14:621.771

**А.В. Кушнарёв** (ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат"), **А.А. Богатов** (Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина)

# Разработка научных основ и внедрение современной технологии производства железнодорожных колес с высокими эксплуатационными характеристиками

Рассмотрена новая технология изготовления железнодорожных колес, качество которых удовлетворяет требованиям отечественных и зарубежных стандартов, что позволило их использовать в условиях повышенной нагрузки на ось до 250 кН с одновременным увеличением долговечности в 1,5 раза. В результате исследования формоизменения металла при штамповке разработаны и внедрены новые калибровки штампов, повышена точность поковок и обеспечено применение заготовок с уменьшенной массой. Выбрана рациональная технология изготовления колес диаметром 1250 мм для локомотивов.

**Ключевые слова:** железнодорожное колесо; штампованная поковка; черновое колесо; сила штамповки; формоизменение заготовки при штамповке (прокатке); штампы; валки.

New manufacturing process of railway wheels is considered. The quality of the wheels complies with the requirements of both Russian and foreign standards and enables their operation under the higher loads of up to 250 kN per axle along with 1.5-fold service life extension. The metal die-stamp forming process is studied. The study resulted into development and implementation of the new die stamp designs, increased forging accuracy and the use of lighter wheel blocks. The study of forces applied during die stamping led to the economic 1250 mm locomotive wheel manufacturing process.

**Keywords:** railway wheel; die forging; die-stamping force; forming of wheel block under die stamping (rolling); dies; rolls.

В результате реконструкции колесобандажного цеха производство железнодорожных колес в ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат" ("НТМК") осуществляется по новой технологической схеме: получение непрерывнолитой заготовки; раскрой ее на мерные краты; нагрев с использованием гидросбива окалины; черновая штамповка, совмещенная с осадкой, калибровкой и разгонкой; чистовая штамповка; прокатка штампованной поковки на колесопрокатном стане; прессовая гибка, правка и калибровка колеса.

Черновые колеса подвергаются закалке и отпуску, полнопрофильной механической обработке, балансировке и дробеметному упрочнению диска. Одним из достижений современной технологии производства колес является применение приборного контроля наличия внутренних и поверхностных дефектов, а также размеров колес с помощью лазерных измерителей. Выбранная в ОАО "НТМК" технологическая схема производства железнодорожных колес разработана с учетом достижений мировых лидеров и получила дальнейшее развитие по основным переделам: выплавка, внепечная обработка и разливка стали; изготовление черновых колес; их финишная обработка и контроль качества.

Основной проблемой производства железнодорожных колес является повышение точности черно-

вых колес для уменьшения припуска на механическую обработку. Решение этой проблемы связано с развитием известной технологической схемы и уточнением режимов черновой и чистовой штамповки на основе новых технических решений, обеспечивающих равномерное радиальное течение металла по периметру поковки и высокую точность размеров обода, диска и ступицы поковки.

В этом случае при прокатке удается минимизировать эксцентриситет ступицы и обода, повысить точность размеров чернового колеса после прессовой гибки, правки и калибровки. Анализ влияния технологических параметров на точность колес и выбор рациональной технологической схемы штамповки и прокатки в целях уменьшения припусков на обточку могут быть ускорены, если применять математическое моделирование процессов штамповки для исследования особенностей формоизменения металла.

Другая важная проблема отечественного производства колес связана с повышением их эксплуатационных характеристик и уровня механических свойств. В частности, твердость обода колеса должна быть в диапазоне 320...360 НВ, а износостойкость и долговечность должны увеличиться в 1,5 раза. Успехи в решении этой проблемы связаны с выбором оптимального

химического состава стали и рациональных режимов деформации и термической обработки колес.

1. Разработка и исследование новых способов изготовления колес. Известные технологические схемы производства железнодорожных колес основаны на применении двух-четырехпереходной штамповки заготовки и последующей ее прокатки на колесопрокатном стане. Технологические операции обработки литых заготовок на прессах связаны с осадкой на плоских штампах, калибровкой поковки в подвижном калибровочном кольце и разгонкой металла в целях формирования диска и обода.

Особенностью формоизменения металла в процессе операции осадки, калибровки и разгонки является наличие свободных, не ограниченных воздействием инструмента, поверхностей. Поэтому в зависимости от степени отклонения фактических размеров литой заготовки от номинальных, точности настройки штамповой оснастки и точности укладки заготовки в штампах наблюдается неравномерное радиальное течение металла, которое приводит к тому, что масса металла по периметру поковки распределяется неравномерно. В дальнейшем поковка подвергается чистовой штамповке, точность которой в основном зависит от точности черновой поковки, а также точности укладки поковки в чистовых штампах.

Исследование и разработка новых способов штамповки непрерывнолитых заготовок направлены на уменьшение числа технологических операций и повышение точности поковок. Примером инновационного решения процессов черновой и чистовой штамповки является способ фирмы SMS—EUMUCO (Германия) (рис. 1).

Способ заключается в формировании поковки при черновой штамповке на прессе 50 MH (см. рис. 1, a) и получении заготовки для колесопрокатного стана путем чистовой штамповки на прессе 90 MH (см. рис.  $1, \delta$ ). Особенность способа состоит в том, что при черновой штамповке формируется односторонняя ступица. Для уменьшения силовых параметров при черновой штамповке радиальное течение металла практически не ограничивается.

В результате теоретического исследования формоизменения металла при черновой и чистовой штамповке было установлено, что различие максимального

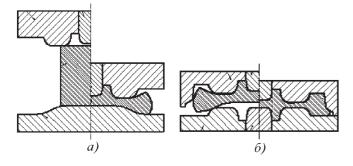


Рис. 1. Схема черновой (a) и чистовой (б) штамповки по способу фирмы SMS-EUMUCO

и минимального радиусов поковки достигало 7 мм, а толщина обода до 12 мм (см. рис. 1, a).

В опытах при освоении процесса черновой штамповки по способу фирмы SMS—EUMUCO эти различия на отдельных поковках превышали вычисленные значения в 2 раза и составляли соответственно 14 и 21 мм. В расчетах приняли, что непрерывнолитая заготовка имела отклонения от идеального цилиндра: овальность заготовки  $\Delta D = 6,5$  мм; косина реза на обоих торцах s = 5 мм. Кроме того, заготовка была смещена от оси штамповой оснастки на 3 мм. Несоосность верхнего и нижнего штампов отсутствовала.

Предполагали, что настройка пресса R 9000, а также точность укладки заготовки в штампах при чистовой штамповке не имеют отклонений. Практически не удается исключить несоосность штамповой оснастки на обоих прессах и неточность укладки поковки в штампах пресса R 9000.

Промышленное опробование рассмотренного способа штамповки подтвердило отрицательное влияние на качество черновых колес калибровки пресса R 5000. Отсутствие калибровочного кольца стимулирует асимметричное радиальное течение металла и предопределяет неравномерное распределение массы обода поковки по периметру. Формирование односторонней ступицы поковки при черновой штамповке при несоосности заготовки и штампов способствует образованию эксцентриситета ступицы и обода поковки. Поэтому даже в случае идеальной настройки пресса R 9000 и абсолютно точной укладке черновой поковки в штампах эксцентриситет ступицы и обода поковки сохраняется, а в дальнейшем при прокатке поковки на колесопрокатном стане это приводит к значительному радиальному и торцевому биению заготовки. В результате это приводит к забракованию черновых колес по невыполнению гребня обода, закатам, неоформлению ступицы и т.п. Минимальное значение брака по черновым колесам в начальный момент освоения технологии составило 24,6 %.

Разработка и освоение нового способа штамповки, основанного на использовании плоских штампов и подвижного калибровочного кольца (рис. 2) [1], а также увеличение массы непрерывнолитой заготовки позволили снизить брак по колесам до 1,0...1,5 %. В результате теоретического исследования формоизменения металла при черновой штамповке (см. рис. 2, a) установлена зависимость показателя неравномерности радиального течения металла по периметру поковки в зависимости от угла наклона образующей калибровочного кольца к его оси  $\alpha$ , а также коэффициента трения. Уменьшение коэффициента трения и увеличение угла  $\alpha$  способствуют повышению осевой симметрии черновой поковки.

При удовлетворении требования соосности штампов при настройке пресса и высокой точности укладки поковки в штампах пресса R 9000, как показали теоретические исследования, можно обеспечить осевую симметрию чистовой поковки и увеличить точ-

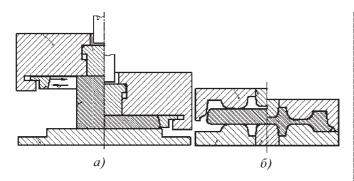


Рис. 2. Схема осадки заготовки на плоских штампах с калибровочным кольцом (a) и окончательной штамповки  $(\delta)$ 

ность чернового колеса после прокатки. Однако практически эти требования не удается выполнить в полной мере.

Точность укладки черновой поковки в штампах зависит от работы робота-манипулятора и его настройки в соответствии с программой автоматического управления прессопрокатной линии. Установлено, что периодические случаи увеличения брака колес по прокату в основном связаны с неудовлетворительной работой робота-манипулятора, передающего черновую поковку от пресса R 5000 к прессу R 9000.

Для нового способа штамповки заготовки характерно преждевременное формирование ступицы колеса при чистовой штамповке. До этого момента имеют место рациональные потоки металла в ступицу и в обод чистовой поковки, вследствие чего сила штамповки сравнительно мала. После завершения процесса формирования ступицы наступает одностороннее радиальное течение металла, сопровождаемое резким увеличением силы чистовой штамповки. Асимметрия радиальной составляющей трения, а также повышение коэффициента трения способствуют появлению эксцентриситета ступицы и обода чистовой поковки.

Многочисленные факторы, связанные с отклонением размеров заготовки от номинальных, с неточностью настройки верхнего и нижнего штампов обоих прессов, а также неточность укладки заготовки в штампах, предопределяют возникновение эксцентриситета обода относительно ступицы чернового колеса. Радиальное биение обода чернового колеса может достигать до 9...12 мм, а торцевое — до 3...5 мм. Это обстоятельство необходимо учитывать при назначении припуска на полнопрофильную механическую обработку колеса и расчете массы исходной заготовки.

В ОАО "НТМК" совместно с Уральским федеральным университетом был разработан способ штамповки заготовок, обеспечивающий самоцентрирование черновой поковки в штампах пресса R 9000. Отличительной особенностью способа является то, что при черновой штамповке совмещены операции осадки, калибровки поковки в калибровочном кольце и разгонки металла в обод путем предварительного формирования диска. Эти идеи развития процесса штамповки были

положены в основу заявки на изобретение "Способ изготовления цельнокатанных железнодорожных колес", по которой получен патент [2].

Отличительной особенностью нового способа является получение при черновой штамповке торообразного выступа с размерами, соответствующими размерам нижнего штампа для чистовой штамповки, благодаря чему черновая поковка центрируется в чистовых штампах, тем самым повышается точность чистовой поковки.

Сравнительный теоретический анализ формоизменения металла при черновой штамповке по новым способам [1, 2] осуществляли для непрерывнолитой заготовки с градиентом температуры по высоте 50 °C, с овальностью  $\Delta D=6,5$  мм, косиной реза на обоих торцах s=5 мм и смещением ее от оси штампов на 3 мм. Поле скоростей течения металла показано на рис. 3.

Начальная стадия осадки заготовки характеризуется осесимметричной деформацией без исправления геометрических нарушений очага деформации (см. рис.  $3, a, \delta$ ).

На второй стадии с момента одностороннего контакта калибровочного кольца с заготовкой происходит его перемещение, поэтому несоосность заготовки и плоских штампов не оказывает влияния на симметрию очага деформации в заключительной стадии черновой штамповки. Однако косина реза на заготовке в случае подвижного калибровочного кольца усугубляет асимметрию очага деформации и на штампах наблюдается одностороннее течение металла (см. рис. 3, 6). При неудовлетворительной смазке штампов на этой стадии затруднительно получить осесимметричную поковку.

На третьей стадии калибровки деформация характеризуется осевой симметрией, а недоштамповка поковки уменьшается до минимума (см. рис.  $3, \partial$ ). На второй стадии осадки в профилированных штампах с неподвижным калибровочным кольцом также наблюдается одностороннее течение металла относительно штампов. Уменьшение напряжений трения на штампах благоприятно сказывается на восстановлении осевой симметрии очага деформации в конце второй, начале третьей стадии осадки, достижение которой свидетельствует о получении высокоточной поковки с симметричным расположением торообразного выступа и обода черновой поковки (см. рис. 3, a). Продолжительность процесса черновой штамповки в профилированных штампах по сравнению с плоскими штампами на 20 % меньше.

Анализ формоизменения металла при чистовой штамповке осуществлялся при условии соблюдения строгой соосности верхнего и нижнего штампов и точной укладки черновой поковки на нижний чистовой штамп перед деформацией. Чистовая поковка при математическом моделировании получилась осесимметричной, если этому условию соответствовала черновая поковка. Это условие легко было выполнить для чер-

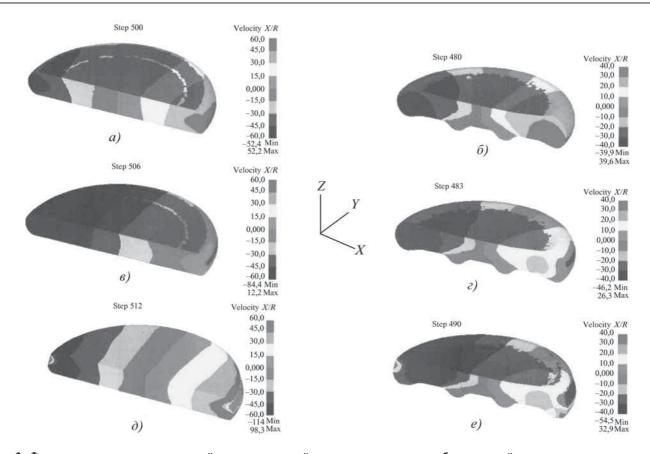


Рис. 3. Формоизменение и поле скоростей непрерывнолитой заготовки по двум способам черновой штамповки:  $a, \theta, \theta - \mathbf{B}$  плоских штампах с подвижным калибровочным кольцом (способ 1);  $\theta, \theta, \theta - \mathbf{B}$  профилированных штампах с неподвижным кольцом (способ 2)

новой поковки по способу 2 (см. рис. 3, *e*), так как форма и размеры одной из сторон поковки соответствовали размерам нижнего чистового штампа, а укладка поковки осуществлялась с машиностроительной точностью, т.е. точностью, определенной чертежом нижнего штампа.

По способу 1, когда черновую поковку получают на плоских бойках (см. рис. 3,  $\partial$ ), центрирование поковки обеспечивает манипулятор, основной функцией которого является транспортировка черновой поковки от пресса R 5000 к прессу R 9000. Точная укладка черновой поковки на нижнем чистовом штампе практически невозможна. Поэтому при чистовой штамповке наблюдается неравномерное радиальное течение металла и чистовая поковка имеет эксцентриситет ступицы и обода, который при последующей прокатке увеличивается.

В табл. 1 приведены результаты теоретического анализа процесса чистовой штамповки черновых поковок, полученных соответственно по способам 1 и 2. При чистовой штамповке радиальная составляющая вектора скорости частиц металла в области диска поковки является положительной, если частица перемещается к ободу, или отрицательной, если частица перемещается к ступице.

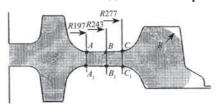
Можно указать для материальной частицы координату  $r=R_{\rm H}$ , для которой радиальная составляющая вектора скорости  ${\rm v}_r=0$ , а  $R_{\rm H}$  — радиус нейтрального сечения. Качество формоизменения металла при чистовой штамповке характеризуется радиусом оформления обода с передней стороны колеса  $R_1$ .

Важными характеристиками процесса чистовой штамповки являются нормальное напряжение  $\sigma_{\rm H}$  и температура диска поковки  $\theta$ , а также сила штамповки P. Особую ценность представляют закономерности изменения указанных целевых функций от недоштамповки  $\delta$  и соответствующего ей времени штамповки  $\tau$ .

Сравнивая характеристики процесса (см. табл. 1) в зависимости от формы черновой поковки, отметим следующее: для черновой поковки 1, полученной на плоских штампах, радиус нейтрального сечения  $R_{\rm H}$  изменяется от 200 до 211 мм в зависимости от недоштамповки, а при  $\delta=13,1$  мм завершается оформление ступицы, радиус  $R_{\rm H}=0$ , а радиальная составляющая всех частиц в очаге деформации  ${\rm v}_r>0$ , все частицы перемещаются к ободу поковки. С этого момента резко возрастают сила штамповки P и нормальное напряжение  $\sigma_{\rm H}$  на диске поковки. Такой характер  $\sigma_{\rm H}$  и P от  $\delta$  объясняет наблюдаемое на практике образование заусенца в области ступицы, который образуется в ре-

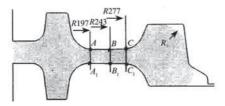
### 1. Результаты теоретического анализа процесса чистовой штамповки черновых поковок, полученных по способам 1 и 2

### Черновая штамповка в плоских штампах с подвижным калибровочным кольцом (способ 1)



Парам	етр		Значение								
δ, мі	M	65,1	55,9	46,2	36,5	26,7	17,6	13,2	9,1	4,5	0
$R_{\scriptscriptstyle m H}$ , M	IM	200	210	210	211	209	205	201	0	0	0
$R_1$ , M	M	_	_	_	_	_	_	_	150	100	25
<i>P</i> , M	Н	5,6	8,4	10,7	13,1	15,1	20,7	24,9	34,6	48,4	74,0
	$A/A_1$	25/27	44/40	47/43	52/49	63/58	73/70	88/88	104/104	127/120	210/215
σ <sub>н</sub> , МПа	$B/B_1$	29/27	37/36	44/43	52/49	61/61	75/74	87/86	94/93	126/125	191/191
	$C/C_1$	28/28	35/30	38/30	41/38	53/56	62/66	61/59	81/60	95/91	130/131
	$A/A_1$	-1/-1	-1/-1	-1/-1	-1/-1	-1/-1	-1/-1	-1/-1	21/26	23/26	23/28
$v_r$ , mm/c	$B/B_1$	1/1	1/1	1/1	1/1	2/2	4/4	7/6	29/27	31/30	33/33
	$C/C_1$	5/4	5/4	5/4	7/6	9/8	10/8	12/9	27/26	28/28	31/31
	$A/A_1$	780/800	730/745	715/715	715/700	715/690	725/690	730/690	740/730	775/780	780/815
Θ, °C	$B/B_1$	810/810	750/750	730/720	720/700	710/710	720/720	720/720	720/720	705/700	705/700
	$C/C_1$	970/910	880/800	790/780	790/770	780/760	780/760	780/750	770/740	760/740	770/760
τ, c	τ, c 1,25 2,18 3,14 4,12 5,10 6,01 6,44 6,85 7,31				7,31	7,77					

### Черновая штамповка в профилированных штампах с неподвижным кольцом (способ 2)



δ, μμ		51,5	33,0	24,9	20,6	13,5	7,2	4,1	2,0	0,0
$R_{\scriptscriptstyle m H}$ , м	M	201	207	209	214	214	214	202	0	0
<i>R</i> <sub>1</sub> , м	M	_	_	_	_	60	50	45	40	25
<i>P</i> , M	Н	6,7	10,5	12,0	13,9	17,3	22,0	32,7	51,4	67
	$A/A_1$	34/33	55/50	63/56	72/70	82/82	102/93	132/128	165/166	203/205
σ <sub>н</sub> , МПа	$B/B_1$	35/30	47/42	51/46	63/58	76/74	93/89	110/108	134/134	170/176
	$C/C_1$	31/29	38/47	48/50	49/44	59/50	66/81	83/96	65/90	100/126
	$A/A_1$	0/0	0/0	0/0	0/0	-0,5/0	-0,5/0	0/0	26/28	28/31
$V_r$ , MM/C	$B/B_1$	0/2	0/4	1/6	0/4	1/3	4/4	9/8	33/33	36/35
	$C/C_1$	3/4	5/7	4/9	5/9	7/11	12/11	14/16	34/34	37/37
	$A/A_1$	850/780	720/750	710/730	710/740	710/730	710/730	710/740	730/760	780/800
Θ, °C	$B/B_1$	805/805	715/730	705/730	705/750	705/775	710/805	705/815	705/805	702/780
	$C/C_1$	800/835	800/750	770/735	775/735	775/735	775/735	770/750	760/765	755/790
τ, c		1,40	3,24	4,06	4,37	5,09	5,72	6,02	6,25	6,44

зультате затекания металла в зазор между деталями штамповой оснастки. Радиус оформления обода штамповки с наружной стороны при  $\delta=9,5$  и 4,5 мм составляет 150 и 100 мм соответственно.

При использовании фигурной черновой поковки (см. рис. 3, e) одностороннее течение металла, соответствующее  $R_{\rm H}=0$ , начинается при  $\delta=2,6$  мм. Поэтому лучшим образом идет оформление обода колеса ( $R_{\rm H} \leq 60$  мм, начиная со значения  $\delta=13,5$  мм), а сила штамповки меньше, чем в предыдущем случае. Важным показателем преимущества черновой поковки (см. рис. 3, e) по сравнению с поковкой (см. рис. 3, d) является сокращение времени чистовой штамповки с 7,77 до 6,44 с. Температура металла в диске в обоих сравниваемых вариантах оказалась одинаковой, а нормальное напряжение на диске несколько ниже у варианта по второму способу черновой штамповки.

2. Исследование и модернизация способов штамповки поковок для производства железнодорожных колес диаметром 1250 мм. Перед металлургами ОАО "НТМК" поставлена важная задача разработки технологии и освоения производства цельнокатаных колес диаметром 1250 мм для локомотивов. В настоящее время их изготовляют с использованием бандажей. С ростом эксплуатационных нагрузок особенно значительных изменений температуры в экстренных условиях торможения и пробуксовки снижается эксплуатационная надежность бандажированных колес.

Теоретическое исследование возможности изготовления колес на прессопрокатной линии осуществляли при условии сохранения диаметра непрерывнолитой заготовки  $d_3=430\,\,\mathrm{mm}$ . По существующим нормам расхода металла на технологических переделах, начиная от нагревательной печи и кончая полнопрофильной механической обработкой колеса, высота заготовки принята равной 925 мм, что при температуре 1275 °C с учетом 2%-ной потери массы с окалиной соответствует объему заготовки  $V_0=0,139846\,\,\mathrm{m}^3$ . Учитывая характерную для производственников тенденцию применять заготовку повышенной массы технологию, дополнительно исследовали и для случая объема заготовки  $V_a=1,02V_0$ .

Основная цель исследования — поиск инженерных решений оптимизации формоизменения заготовки на прессах R 5000 и R 9000, обеспечивающих высокую надежность черновой и чистовой штамповки с учетом ограничения силовых параметров для штамповочных прессов. Кроме того, была поставлена задача проанализировать влияние калибровки черновых штампов на прессе R 5000, а также недоштамповки на прессе R 9000 на формоизменение и силовые параметры штамповки.

Для этого помимо рассмотренных выше калибровок черновых штампов по способам 1 и 2 были разработаны две новые калибровки с применением компенсаторов избыточного объема металла. Результаты

исследования влияния компенсаторов массы на силовые параметры процесса имеют важное значение для конструирования чистовых штампов. Для разработки рациональных способов настройки оборудования штамповочных прессов и прокатного стана требуется найти оценки влияния на точность чернового колеса несоосности верхнего и нижнего штампов, отклонения формы и размеров непрерывнолитой заготовки от формы идеального цилиндра, а также смещение заготовки от оси нижнего штампа при ее укладке.

Результаты исследования неравномерности распределения массы по периметру черновой чистовой поковки, а также чернового колеса следует использовать для уменьшения припуска на полнопрофильную механическую обработку и обеспечение экономии металла за счет уменьшения массы заготовки.

Математическое моделирование формоизменения заготовки при черновой и чистовой штамповке осуществляли для десяти вариантов. Первые шесть вариантов V1, V1a, V2, V2a, V3 и V3a отличались друг от друга формой черновой поковки (1, 2, 3), а также объемом исходной заготовки  $V_0 = 0,139846$  м<sup>3</sup> и  $V_a = 1,02V_0$ . Для четырех последних вариантов моделирования процесса штамповки объем исходной заготовки принят равным  $V_{q} = 1,02 V_{0}$ . Отличие от первых шести вариантов заключалось в использовании двух новых форм черновой поковки, причем для вариантов 4а и 5а применяли инструмент деформации с компенсаторами объема металла в ступице и в конусовидном диске на чистовой поковке, а для вариантов 4 и 5 — только в конусовидном диске. Результаты моделирования представлены в табл. 2 и на рис. 4 и 5.

Анализ полученных результатов по формоизменению и силовым параметрам штамповки позволяет сделать следующие выводы:

- 1. При ограничении силы черновой штамповки  $P=40~\mathrm{MH}$  недоштамповка поковки существенно зависит от конструкции штампов. На плоских штампах V1 с объемом  $V_0$  она составляет 2,8 мм, а с объемом 1,02  $V_0-5$ ,3 мм. Для штампов V2 недоштамповка составляет 4 и 6 мм, а для штампов V3 4,5 и 5,8 мм соответственно. Недоштамповка поковок, полученных из заготовки с увеличенным объемом 1,02  $V_0$  на штампах V4 и V5, составляет 3,6 и 4,0 мм.
- 2. Увеличение объема исходной заготовки на 2 % при одинаковых значениях недоштамповки на прессе R 9000 и ограничении силы штамповки в диапазоне 80...85 МН приводит к росту диаметра чистовой поковки по гребню  $d_{\rm r}$  на 20...25 мм, при этом отношение  $d_{\rm r}$  /  $D_{\rm ur}$  изменяется от 0,95 до 0,975, где диаметр формовочного кольца по гребню  $D_{\rm ur}$  = 1227,2 мм.
- 3. Наилучшие результаты по недоштамповке (0...0,5 мм) и по силе чистовой штамповки (менее 80 МН) получены с использованием черновых поковок V4 и V5 и чистовых штампов с компенсаторами избыточного объема металла на диске и ступице поковки V4a и V5a.

2. Влияние калибровки черновых штампов (пресс 50 МН) и избыточной массы заготовки на формоизменение металла и
силовые параметры чистовой штамповки

V	П		Недоштамповка, мм							
Калибровка	Параметр	4,0	3,0	2,0	1,0	0,0				
371	$d_{ m 2}/d_{_{ m M\Gamma}}$	0,929	0,931	0,934	0,940	0,947				
V1	<i>P</i> , MH	70	78	81	85	106				
371	$d_{ m 2}/d_{\scriptscriptstyle m M\Gamma}$	0,940	0,945	0,952	0,961	0,971				
Vla	<i>P</i> , MH	89	93	101	110	121				
7/2	$d_{ m 2}/d_{\scriptscriptstyle m M\Gamma}$	0,922	0,929	0,934	0,940	0,949				
V2	<i>P</i> , MH	77	84	86	94	98				
V/2	$d_{ m 2}/d_{_{ m MT}}$	0,939	0,945	0,953	0,962	0,971				
V2a	P, MH	89	93	103	110	119				
7.70	$d_{ m 2}/d_{_{ m MF}}$	0,932	0,937	0,940	0,947	0,955				
V3	P, MH	58	60	62	68	83				
N/O	$d_{ m 2}/d_{\scriptscriptstyle m MT}$	0,944	0,949	0,955	0,962	0,971				
V3a	P, MH	64	75	85	102	111				
374	$d_{ m 2}/d_{\scriptscriptstyle m M\Gamma}$	0,939	0,942	0,947	0,952	0,960				
V4	<i>P</i> , MH	56	64	76	82	93				
374	$d_{ m 2}/d_{\scriptscriptstyle m M\Gamma}$	0,939	0,944	0,947	0,953	0,960				
V4a	P, MH	58	61	66	72	80				
375	$d_{ m 2}/d_{_{ m MF}}$	0,939	0,944	0,949	0,955	0,962				
V5	P, MH	58	65	74	83	90				
375	$d_{ m 2}/d_{\scriptscriptstyle m MF}$	0,940	0,944	0,949	0,955	0,962				
V5a	P, MH	56	59	64	71	76				

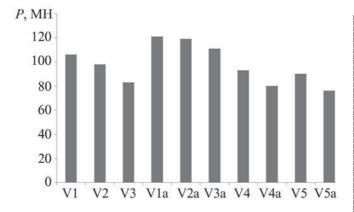


Рис. 4. Сила чистовой штамповки в зависимости от калибровки инструмента деформации

3. Формоизменение металла при прокатке колес на колесопрокатном стане. Очаг деформации образуется при обжатии штампованной поковки двумя эджерными приводными и одним нажимным неприводным валком (рис. 6).

В результате обжатия уменьшаются высота обода, толщина диска заготовки у обода и увеличивается ее

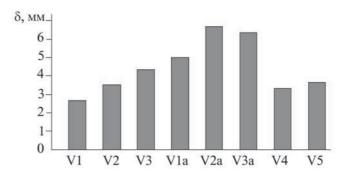


Рис. 5. Зависимость недоштамповки металла на прессе R 5000 при силе  $P=40~\mathrm{MH}$  от калибровки инструмента

диаметр до требуемых значений, окончательно формируется поверхность катания и гребень колеса. В формо-изменении обода колеса дополнительно участвуют два конусных неприводных валка, обеспечивающих требуемую ширину обода. Кроме того, в процессе прокатки участвуют два центрирующих и два поддерживающих валка с механизмом радиальной настройки, работа которого согласована с увеличением диаметра заготовки в процессе прокатки. Отличительной особенно-

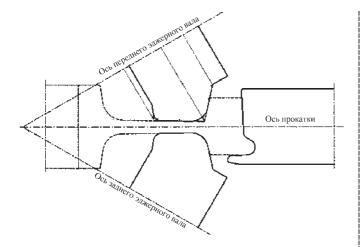


Рис. 6. Положение эджерных и нажимного валков при прокатке заготовки колеса на колесопрокатном стане

стью нового способа является вертикальное положение колеса при прокатке, вследствие этого уменьшается вероятность появления такого дефекта, как вкатанная окалина.

В результате теоретического и экспериментального исследований процесса прокатки установлены наиболее важные закономерности течения металла и на их основе определены рациональные режимы прокатки, при которых обеспечиваются высокая точность поверхности и малая шероховатость черновых колес.

Одним из наиболее важных параметров процесса прокатки является выбор оптимального значения раскатки поковки по внутреннему диаметру  $\Delta D/2$  (рис. 7).

С одной стороны, уменьшение раскатки, достигаемое за счет увеличения диаметра поковки после пресса R 9000, целесообразно, так как приводит к повышению производительности прокатного стана и точности прокатанной заготовки. Однако величина  $\Delta D/2$  должна быть достаточной для полного оформления обода заготовки и выкатки всех его элементов равномерно по периметру с заданной точностью. Это особенно важно при производстве заготовок колес малого диаметра. Оптимальное значение раскатки при производстве колеса диаметром 957 мм составляет  $\Delta D/2 = 70$  мм. Исходя из этого определяют внутренний диаметр штам-

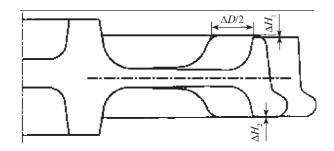


Рис. 7. Форма штампованной поковки и прокатанной заготовки колеса

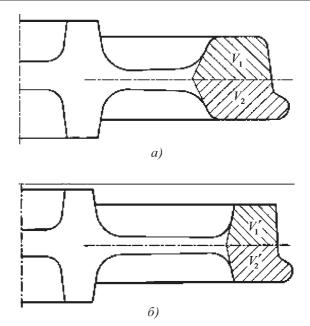


Рис. 8. К вопросу обеспечения рациональных потоков металла при прокатке штампованной поковки (a) до требуемых размеров заготовки ( $\delta$ ) чернового колеса

пованной заготовки и, соответственно, наружный диаметр формовочных штампов пресса R 9000.

Исследование закономерностей течения металла при прокатке позволило установить оптимальное отношение площадей поперечных сечений ободов штампованной поковки и заготовки колеса после прокатки относительно оси прокатки:  $\frac{V_1'}{V_1} = \frac{V_2'}{V_2} \text{ (рис. 8)}.$ 

При выполнении этого соотношения обеспечиваются рациональные потоки, а нейтральная линия схемы течения металла совпадает с осью прокатки. Благодаря этому уменьшается вероятность переполнения ручья нажимного валка и, как следствие, образование заката или, наоборот, невыполнение гребня по периметру обода.

Ширина и толщина обода штампованной поковки оказывают существенное влияние на течение металла прокатываемой заготовки, производительность колесопрокатного стана и качество черновых колес. Стремление уменьшить силовые параметры процесса чистовой штамповки и повысить стойкость инструмента пресса R 9000 можно удовлетворить увеличением высоты периферийной полости формовочного штампа и неполным ее заполнением металлом. Это приводит к неравномерному распределению значений толщины и ширины обода по периметру.

Передний конусный валок из-за сужения обода к торцу с передней стороны осуществляет большее обжатие, чем с задней:  $\Delta H_1 > \Delta H_2$  (см. рис. 7). При неоптимальном отношении обжатий  $\Delta H_2 / \Delta H_1$  и нерациональном значении высоты полости формовочного штампа пресса R 9000 наблюдается неравномерное по периметру обода распределение значений его ширины

и высоты. Этому способствуют неравномерность температуры обода и условий трения из-за износа штампа по периметру поковки. Разноширинность и разнотолщинность обода поковки приводят при прокатке к овальности и появлению повышенного эксцентриситета обода относительно ступицы.

В процессе освоения прессопрокатной линии была установлена оптимальная высота периферийной полости формовочного штампа пресса R 9000 из условия достижения отпечатка на торце формуемого обода требуемой величины. Для исключения переполнения периферийной полости формовочного штампа пресса R 9000 и образования заусенца диаметр формовочного кольца по гребню принимают на 40 мм больше диаметра поковки по вершине гребня. Суммарное обжатие обода при прокатке по ширине  $\Delta H_1 + \Delta H_2 = 5...8$  мм, как показали промышленные исследования, является достаточным для полной выкатки торцев обода на колесопрокатном стане, а рациональным значением отношения абсолютных обжатий с задней и передней сторон поковки является  $\Delta H_2 / \Delta H_1 = 0,1...0,3$ .

При выборе оптимальных режимов прокатки поковок на колесопрокатном стане необходимо учитывать некоторые конструктивные особенности стана, а также диапазон управления технологическими параметрами. Колесопрокатный стан ОАО "НТМК" имеет девять валков, из них только два приводных — эджерные валки. В связи с этим надежность процесса захвата заготовки без пробуксовки зависит от рационального увеличения обжатия от нуля до заданного обжатия за оборот.

При нерациональном характере возрастания обжатия в начальный период прокатки возможно совпадение участков обода с максимальным и минимальным обжатием при последующих оборотах заготовки, вследствие этого внутренняя поверхность обода становится овальной, а сам обод разнотолщинным. Эти изменения для высокоточной поковки невелики. Если в исходной заготовке (штампованной чистовой поковке) обод имеет неодинаковую ширину и толщину из-за воздействия рас-

смотренных выше причин, то при раскатке его разнотолщинность и разноширинность будут увеличиваться вместе с ростом эксцентричности обода относительно ступицы чернового колеса.

Для устранения этих отклонений после окончательной раскатки заготовки применяют полировку обода при снижающихся от оборота к обороту обжатиях. Регулирование скорости увеличения диаметра за счет изменения обжатия за оборот и скорости вращения заготовки при раскатке на стане особое значение имеет

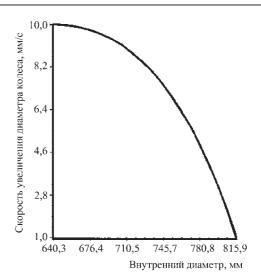


Рис. 9. Зависимость скорости увеличения диаметра колеса от внутреннего диаметра

при производстве заготовок колес с малым наружным диаметром, когда раскатка ограничена и мала. На рис. 9 представлен график рационального изменения скорости увеличения диаметра заготовки колеса с постоянным ее снижением к концу прокатки.

Особое значение для повышения точности чернового колеса имеет настройка колесопрокатного стана. При установке эджерных приводных валков с помощью специального измерительного устройства и устройства контроля угловой настройки проверяют точность взаиморасположения валков. Максимальное отклонение в вертикальном и горизонтальном направлениях контрольных насадок допускается менее 0,2 мм.

Настройка положения нажимного, эджерных, конических, поддерживающих и центрирующих валков в момент окончания процесса прокатки осуществляется с помощью калибровочного колеса (рис. 10) и лазерного измерительного устройства, которое измеряет наружный

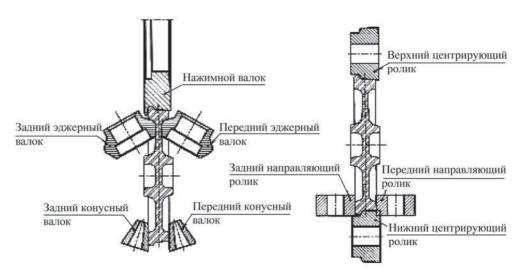


Рис. 10. Настройка валков колесопрокатного стана по эталонному калибровочному колесу

диаметр прокатанного колеса. Все параметры калибровочной настройки заносят в базу данных программного комплекса управления процессом прокатки колес.

Заключение. Повышение точности черновых колес в целях уменьшения припуска на полнопрофильную механическую обработку и массы заготовки является одной из актуальных задач современного производства. Решение этой задачи требует комплексного подхода повышения точности непрерывнолитой резаной заготовки, разработки и освоения новой штамповой оснастки для прессов, обеспечивающих равномерное радиальное течение металла при черновой штамповке и самоцентрирование поковки в штампах для чистовой штамповки.

Важное значение имеют настройка прессов и колесопрокатного стана, а также выбор рациональных режимов штамповки и прокатки [3—6]. Вторая актуальная проблема производства колес связана с повышением твердости обода колеса до 320...360 НВ и долговечности в 1,5 раза.

Результаты решения этих проблем и рекомендации по модернизации технологии производства колесной стали, внедрению рациональных режимов деформации на прессопрокатной линии, термической обработки, полнопрофильной механической обработки и приборного контроля качества железнодорожных колес успешно внедрены в ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат".

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 22335375 РФ / А.В. Кушнарёв, А.А. Киричков, В.Д. Шестак и др.; патентообладатель ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат". 01.08.2006.

- 2. Пат. 2404009 РФ / А.В. Кушнарёв, А.А. Богатов, А.А. Киричков и др.; патентообладатель ОАО "Нижнетагильский металлургический комбинат". 21.04.2008.
- 3. **Современная** технология производства транспортного металла / под науч. ред. А.В. Кушнарёва и А.А. Богатова. Екатеринбург: УГТУ—УПИ, 2008.
- 4. **Кушнарёв А.В.** Разработка и теоретическое исследование новых способов изготовления железнодорожных колес на ОАО "HTMK". Екатеринбург: УГТУ—УПИ, 2009.
- 5. **Кушнарёв А.В., Богатов А.А., Кропотов В.А.** Выбор рационального соотношения обжатий при штамповке и прокатке железнодорожных колес // Производство проката. 2010. № 3. С. 21–25.
- 6. **Кушнарёв А.В., Богатов А.А., Кропотов В.А.** Математическое моделирование черновой и чистовой штамповки непрерывнолитых заготовок, используемых при производстве железнодорожных колес // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2010. № 1. С. 34—37.
- 7. **Исследование** температуры и деформации в штампованных поковках при производстве железнодорожных колес / А.В. Кушнарёв, А.А. Богатов, Ю.П. Петренко, В.А. Кропотов // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 6. С. 16–21.
- 8. **Новый** способ и рациональные режимы прокатки колес / А.В. Кушнарёв, А.А. Васильев, В.Д. Шестак, А.А. Богатов // Сталь. 2010. № 5. С. 83-86.
- 9. **Кушнарёв А.В., Перунов Г.П., Киричков А.А.** Исследование формоизменения и сопротивления деформации металла при производстве черновых колес // Сталь. 2010. № 5. С. 86–90.

Алексей Владиславович Кушнарёв, канд. техн. наук; Александр Александрович Богатов, д-р техн. наук, omd@mtf.ustu.ru



УДК 621.771

**Е.И. Семёнов, В.Ю. Лавриненко** (Московский государственный индустриальный университет), **А.Е. Феофанова** (Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))

## К вопросу повышения эффективности ударного деформирования на ковочных молотах

Показана возможность повышения эффективности ударного деформирования заготовок на ковочных молотах путем увеличения продолжительности ударного взаимодействия верхнего бойка молота с заготовкой при использовании бабы молота с наполнителем.

Ключевые слова: ковка на молотах; ударное деформирование; баба молота с наполнителем.

Possibility of increasing of impact efficiency during hammer forging by increasing of impact time is shown.

Keywords: hammer forging; impact deformation; ram of hammer with fillers.

В настоящее время ковка и горячая объемная штамповка на молотах являются одними из основных способов получения высококачественных и точных заготовок (поковок) деталей различных форм и размеров, обладающих требуемыми стабильными механическими свойствами.

Основными преимуществами ковки и горячей объемной штамповки на молотах являются небольшая продолжительность процесса деформирования (не более 0,01 с), обеспечивающая минимальное остывание поверхности нагретой за-

готовки; возможность получать крупные поковки массой в несколько тонн и длиной до нескольких метров; необходимость сравнительно небольших сил деформирования для изготовления относительно крупных по массе и сложных по конфигурации поковок и вследствие этого возможность использования оборудования относительно небольшой мощности; применение универсальных машин и универсального инструмента, что снижает затраты на оборудование и инструмент в условиях единичного и мелкосерийного производства.

Эффективность ударного деформирования при ковке и штамповке на молотах определяют коэффициентом полезного действия (КПД) удара, который равен отношению работы пластической деформации заготовки к энергии падающих частей молота.

Главным недостатком ковки и штамповки на молотах является низкий КПД удара вследствие кратковременности ударного деформирования заготовки, а также потерь энергии на упругую деформацию поковки и деталей молота, трение и смещение центра взаимодействующих масс. Это снижает КПД всего молота и повышает расход энергии.

Ударное деформирование заготовки на молоте происходит за счет энергии падающих частей молота. Согласно данным, полученным отечественными и зарубежными учеными, исследователями ударных процессов (Б. Сен-Венан, Н.А. Кильчевский, В. Гольдсмит, Г. Кольский, С.П. Тимошенко, Х.А. Рахматуллин, В.В. Соколовский, Г.С. Шапиро, Г.В. Степанов, Ю.В. Беляев, В.С. Ленский, Дж. Коллинз и др.), вследствие импульсного характера нагрузки в деформируемой заготовке возникают возмущения — продольные и поперечные волны упругой и пластической деформации и напряжений. Продольные волны вызывают линейные смещения элементов заготовки, поперечные волны приводят к появлению сдвиговых деформаций, изменяющих ее форму.

За фронтом волны стержень деформирован, а частицы материала движутся. Перед фронтом волны стержень не деформирован и находится в состоянии покоя. Если амплитуда деформации в волне настолько велика, что возникающие напряжения превосходят предел упругости материала заготовки, то при прохождении волны в веществе появляются пластические деформации. В этом случае в стержне начинают распространяться упругие и пластические волны напряжений, называемые упругопластическими волнами. В результате возникает упругая и пластическая деформация заготовки.

При достижении опертого торца заготовки упругопластическая волна отражается и начинает двигаться в обратном направлении до ударного торца заготовки. При этом, если увеличить продолжительность удара (время контакта верхнего бойка молота и заготовки), то возрастут количество и продолжительность прямого и обратного прохождений волн упругопластической деформации по заготовке, что увеличит величину пластической деформации заготовки.

Кроме этого, увеличение продолжительности удара приведет к уменьшению скорости деформации при деформировании заготовки на молоте и как следствие к снижению сопротивления деформированию и повышению пластичности.

Таким образом, за большее время деформирования заготовки от падающих частей молота будет передана большая энергия пластической деформации, что увеличит КПД удара. Повышение КПД удара позволит увеличить КПД работы молота, снизить расход энергии и затраты на производство, а также повысить производительность.

Были проведены экспериментально-теоретические исследования [1, 2] процесса осадки заготовок стандартной бабой копра и бабой копра с наполнителем, имеющих одинаковую массу 22,4 кг.

Баба копра с наполнителем [3] была заполнена шариками из стали ШХ15 диаметром  $D_{\rm m}=1;2;6$  и 12 мм. При этом отношение массы шариков к общей массе бабы составляло 0,15; 0,25 и 0,35. Для обеспечения необходимой общей мас-

сы бабы с наполнителем, равной 22,4 кг, варьировали массой крышки бабы.

Стандартную бабу и бабу копра с наполнителем сбрасывали с высот: 0,5; 1,25 и 2 м, которым соответствовали теоретические (3,13; 4,95 и 6,26 м/с) и фактические скорости движения бабы в момент соударения с заготовкой (3; 4,8 и 6 м/с). Разницу между теоретическими и фактическими значениями скоростей можно объяснить потерями на трение в направляющих копра.

При осадке заготовок на копре проводили видеосъемку процесса с помощью скоростной видеокамеры "FASTVIDEO-250" с частотой 3000 кадров/с.

Далее при обработке полученных видеоизображений процесса осадки были определены: продолжительности нагрузочной  $T_1$  и разгрузочной  $T_2$  фаз удара, полная продолжительность удара  $T_y$ , пластическая деформация заготовок  $\Delta H_{\Pi}$  на нагрузочной фазе удара и относительная деформация заготовок  $\epsilon_{\Pi}$ .

Установлено, что при осадке заготовок бабой с наполнителем значительно возрастает продолжительность нагрузочной фазы удара  $T_1$  (до 1,6 раза), относительной деформации заготовок  $\varepsilon_{\rm n}$  (до 1,5 раза), снижается сила деформирования (до 1,3 раза), увеличивается работа пластической деформации и КПД удара (до 1,35 раза) по сравнению со стандартной бабой.

При этом наиболее существенное влияние получено при использовании бабы с шариками  $D_{\rm m}=12$  мм и отношением массы шариков к общей массе бабы 0,15.

#### Выводы

- 1. В результате проведенных экспериментально-теоретических исследований процесса ударного деформирования при осадке заготовок установлено, что увеличение продолжительности нагрузочной фазы удара (до 1,6 раза) при осадке бабой с наполнителем приводит к значительному повышению степени деформации заготовок (до 1,5 раза), снижению силы деформирования (до 1,3 раза) и увеличению работы пластической деформации и КПД удара (до 1,35 раза) по сравнению с осадкой стандартной бабой.
- 2. Установленная возможность повышения эффективности ударного деформирования на ковочных молотах путем увеличения продолжительности удара позволит повысить КПД и производительность молота, снизить расход энергии и затраты на производство.
- 3. Полученные данные можно использовать в технологических целях при ковке и штамповке для удержания бабы молота в нижнем положении и получения "прилипающего" удара, например, при правке или калибровке поковок.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Феофанова А.Е., Лавриненко В.Ю.** Экспериментальные исследования процесса удара при осадке цилиндрических заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 12—15.
- Лавриненко В.Ю. Определение энергосиловых параметров процесса ударного деформирования при осадке цилиндрических заготовок // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 7 С. 24—28
- 3. Пат. на полезную модель 96804 (РФ). Баба молота / А.Е. Феофанова, В.Ю. Лавриненко, Е.И. Семёнов. 2010.

Евгений Иванович Семёнов, д-р техн. наук; Владислав Юрьевич Лавриненко, канд. техн. наук, lvq1@mail.msiu.ru;

Анна Евгеньевна Феофанова, д-р техн. наук

УДК 620.176.2

**Н.Ф. Шпунькин, С.А. Типалин** (Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ))

### Исследование свойств многослойных листовых материалов

Рассмотрены способы исследования свойств многослойных листовых материалов на сдвиг. С учетом анализа погрешностей, присущих традиционным методам испытаний, разработаны образец и способ испытания плоского клеевого слоя кольцевой формы на кручение в его плоскости, расширяющий возможности исследований при сдвиговой деформации. Приведены зависимости для расчета оптимальных размеров образца.

**Ключевые слова:** образец; испытания; кольцевой образец; многослойный материал; способ испытания; свойства материала.

Ways of research of properties of multilayered sheet materials on shift are considered. Taking into account the analysis of the errors inherent in traditional test methods sample and test way of flat glutinous layer of ring form on torsion in its plane expanding possibilities of researches during shift deformation are developed. Dependences for calculation of the optimum sizes of sample are given.

Keywords: sample; tests; ring sample; multilayered material; way of test; properties of material.

Кузов современного автомобиля должен отвечать ряду требований, среди которых немаловажным является обеспечение комфортности находящихся в нем водителя и пассажиров. К важнейшим показателям комфортности относится уровень шума и вибрации в салоне автомобиля. В настоящее время шумоизоляция кузова осуществляется в основном нанесением мастик и других шумоизолирующих материалов, наклейкой внутри салона специальных прокладок на битумной основе и другими подобными приемами. Это приводит к увеличению времени и усложнению процесса сборки, возрастанию количества комплектующих, повышению массы готового изделия.

Перспективным направлением, позволяющим снизить шум и вибрации в салоне автомобиля, является применение для изготовления деталей кузовов и кабин многослойных листовых материалов, состоящих из нескольких разнородных слоев, которые придают материалу необходимые эксплуатационные свойства. Наиболее подходящими для этой цели являются материалы, представляющие собой два или несколько слоев листового металла, соединенных между собой клеевой прослойкой.

Важным эксплуатационным качеством многослойных материалов является их способность существенно снижать (гасить) распространение вибрации и шума в конструкциях. Толщину каждого слоя и его материал подбирают исходя из эксплуатационных особенностей работы изделия и необходимой технологии получения детали. В результате сочетания разнородных материалов получаемое изделие способно объединять в себе преимущества каждого отдельного слоя. Если основой такого материала является тонколистовая низкоуглеродистая сталь, то материал обладает хорошей способностью к формоизменению в различных операциях листовой штамповки.

Экспериментальные исследования поведения такого материала в различных операциях листовой штам-

повки были выполнены в лаборатории кафедры "Кузовостроение и обработка давлением" Московского государственного машиностроительного университета (МАМИ) [1–3].

При проведении экспериментов выявлено, что в ряде операций листовой штамповки (таких как гибка, вытяжка, формовка, обтяжка и др.) металлические слои многослойного материала кроме пластической деформации претерпевают относительный сдвиг. Если при этом в материале клеевой прослойки возникают напряжения, соизмеримые с пределом прочности материала клея при сдвиге, то возможно его разрушение, т.е. расслаивание многослойного материала. Поэтому для расчета процессов листовой штамповки многослойных материалов (в том числе и возможности их предельного формоизменения) важно иметь не только точные значения показателей механических свойств металлических слоев, но и соединяющей их клеевой прослойки.

Существует множество показателей, позволяющих оценивать свойства клеящих материалов (предел прочности при сжатии, предел прочности при разрыве, предел прочности при изгибе, модуль упругости, ударная вязкость и др.), однако наиболее важным показателем механических свойств материала клея при проведении операций листовой штамповки является его предел прочности при сдвиге.

Широко применяемым стандартным методом определения этого показателя является сдвиг под действием силы растяжения склеенных внахлестку листовых образцов (ГОСТ 14759—69). Сначала этот метод и использовали для получения характеристик клеевой прослойки [4]. Поскольку материал в состоянии поставки представляет собой два тонких склеенных листа низкоуглеродистой стали, то для изготовления образца от материала отрезали полоску, в которой на толщину каждого листа выполняли смещенные друг относительно друга канавки.

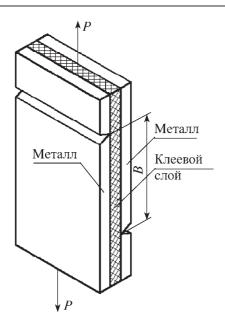


Рис. 1. Сдвиг образца под действием силы растяжения

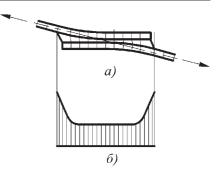
Ширина образца и расстояние между канавками (рис. 1) определяют начальную площадь испытуемого клеевого слоя. Однако в случае, когда образцы для испытания вырезаются из тонкого многослойного материала для листовой штамповки (толщина металлического слоя для таких материалов обычно не превышает 0,5 мм), не удается обеспечить в ходе испытания параллельности металлических слоев.

Деформация склеенного участка при испытании происходит, как показано на рис. 2, *а*. Внецентренное нагружение приводит к изгибу тонких металлических элементов образца в зоне их соединения, и условия чистого сдвига при испытании не достигаются.

Эпюра распределения напряжений в клеевом соединении, приведенная на рис. 2,  $\delta$ , показывает, что по концам нахлестки происходит концентрация напряжений. Поэтому для образцов из многослойных материалов с различными толщинами металлических слоев (и, следовательно, с различной величиной изгиба при испытании) результаты испытаний будут различаться даже при одинаковых свойствах материала клея, т.е. испытание тонколистовых образцов по приведенной схеме не отвечает требованию обеспечения достоверности получаемых результатов. Кроме того, дополнительным фактором, вносящим погрешность в результаты испытания, является изменение площади клеевого слоя в процессе сдвига.

В связи с этим возникла необходимость разработки такого способа испытаний, который обеспечивал бы точность и воспроизводимость определения свойств клеевого слоя многослойного материала для обеспечения возможности моделирования поведения этого материала при проведении штамповочных операций.

Рис. 2. Изменение формы образца при нагружении (a) и этора распределения напряжений в клеевом соединении (б)



В соответствии с поставленной задачей были разработаны образец для испытаний, изготовляемый из многослойного материала, и способ испытания клеевого слоя этого образца. Разработанные способ и образец лишены указанных выше недостатков и обеспечивают проведение испытания в условиях чистого сдвига. Это достигается путем приложения к склеенным участкам образца крутящего момента, что позволяет вести испытание на сдвиг без изменения толщины и площади клеевого слоя.

Разработанный образец в разрезе и аксонометрической проекции представлен на рис. 3. Образец содержит плоский клеевой слой I кольцевой формы, ограниченный двумя концентрическими окружностями диаметрами  $D_1$  и  $D_2$ . Клеевой слой соединяет между собой тонколистовые элементы 2 и 3. Элемент 2 представляет собой диск диаметром  $D_2$ , включающий в себя две зоны. Кольцевая зона шириной a примыкает к клеевому слою, центральная зона диаметром  $D_1$  предназначена для приложения к ней крутящего момента, например, с помощью зажима ее специальными захватами (на рис. 3 не показаны) и последующего вращения этих захватов.

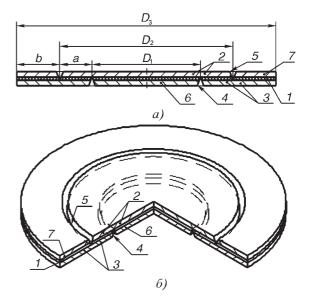


Рис. 3. Разработанный образец в разрезе (a) и в аксонометрической проекции ( $\delta$ )

Для удобства приложения силы зажима со стороны внутреннего захвата в середине центральной зоны может быть выполнено отверстие диаметром, меньшим, чем  $D_1$ . Элемент 3 представляет собой кольцо внутренним диаметром  $D_1$  и наружным диаметром  $D_3$  и включает в себя две зоны. Внутренняя кольцевая зона шириной a примыкает к клеевому слою, наружная кольцевая зона шириной b предназначена для приложения к ней крутящего момента.

Для изготовления образца используют многослойный склеенный листовой материал, чаще всего производимый в виде двух тонколистовых металлических элементов и соединяющего их клеевого слоя. От исходного листового материала отделяют заготовку в виде диска диаметром  $D_3$  (например, посредством вырубки в штампе). Затем на заготовке с помощью механической обработки на расточном, токарном или фрезерном станке выполняют две концентрические канавки 4, 5 диаметрами  $D_1$  и  $D_2$  треугольной, прямоугольной или другой формы. Глубина каждой канавки должна равняться суммарной толщине листового элемента и клеевого слоя.

В случае, если число листовых элементов в склеенном материале превышает два, то глубины канавок могут быть различными в зависимости от того, какой клеевой слой предполагается испытывать (рис. 4). Поскольку канавки выполняются для того, чтобы выделить в многослойном материале испытуемый клеевой слой, их суммарная глубина должна быть больше толщины образца на толщину этого слоя, т.е. равняться сумме толщин образца и испытуемого клеевого слоя. Участки 6 и 7 образца, образующиеся при его изготовлении, не влияют на процесс испытания клеевого слоя *I* и могут быть удалены. Однако их целесообразно оставлять в конструкции образца, чтобы не увеличивать трудоемкость его изготовления.

В предложенной конструкции образца зоны приложения крутящего момента располагаются за пределами зоны испытания клеевого слоя, ограниченного концентрическими окружностями. Такое расположение позволяет проводить испытания склеенных тонколистовых материалов, нагружая клеевой слой только на-

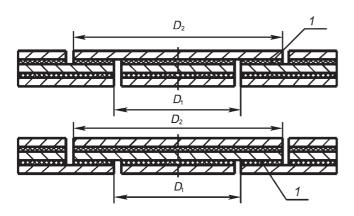


Рис. 4. Варианты образцов с тремя металлическими слоями

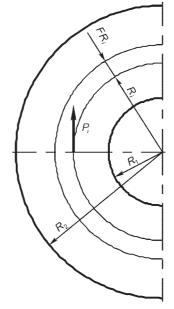


Рис. 5. Расчетная схема кольцевого клеевого слоя

пряжениями сдвига без приложения нормальных напряжений.

При изготовлении образца диаметры  $D_1$  и  $D_2$  следует выбирать такими, чтобы момент  $M_{\rm KJ}$ , необходимый для сдвига клеевого слоя, был меньше, чем момент  $M_{\rm MET}$ , требующийся для пластической деформации листового элемента 2 в области диаметром  $D_1$ , т.е. чтобы выполнялось условие

$$M_{\scriptscriptstyle \mathrm{KJI}} < M_{\scriptscriptstyle \mathrm{MeT}}$$
 . (1)

При невыполнении этого условия в процессе испытания будет происходить пластическая деформация листового металла, а не сдвиг клеевого слоя. На рис. 5 приведена расчетная схема кольцевого

клеевого слоя внутренним диаметром  $D_1$  (радиусом  $R_1$ ) и наружным диаметром  $D_2$  (радиусом  $R_2$ ) , используемая для определения  $M_{\rm KЛ}$ . Для этого кольцевой клеевой слой разбивается на n элементарных колец и рассматривается одно элементарное кольцо с внутренним радиусом  $R_i$  и наружным радиусом  $R_i + \Delta R_i$ . Площадь этого кольца будет  $F = 2 \pi R_i \Delta R_i$ . Сила сдвига слоя внутри этого кольца

$$P_i = \tau F_i = 2 \tau \pi R_i^2 \Delta R_i , \qquad (2)$$

где  $\tau$  — допускаемое напряжение сдвига клея.

Момент, требующийся для сдвига клеевого слоя внутри элементарного кольца,

$$M_i = P_i R_i = 2 \tau \pi R_i^2 \Delta R_i. \tag{3}$$

Момент  $M_{\rm кл}$  сдвига всего клеевого слоя определяется суммированием моментов M сдвига во всех элементарных кольцах

$$M_{\text{KM}} = \sum_{i=1}^{n} 2 \, \pi \tau \, R_i^2 \, \Delta R_i \,. \tag{4}$$

Переходя к пределу при  $\Delta R_i \rightarrow 0$ ,

$$M_{\text{KJI}} = 2 \pi \tau \int_{R_1}^{R_2} R^2 dR = 2 \pi R \left. \frac{R^3}{3} \right|_{R_1}^{R_2} =$$

$$= \frac{2}{3} \pi \tau (R_2^3 - R_1^3) = \frac{2}{3} \pi R \left[ \left( \frac{D_2}{2} \right)^3 - \left( \frac{D_1}{2} \right)^3 \right] = (5)$$

$$= \frac{2}{3 \cdot 8} \pi \tau (D_2^3 - D_1^3) = \frac{\pi R}{12} (D_2^3 - D_1^3).$$

Момент, требующийся для пластической деформации листового элемента 2 в области диаметром  $D_1$ ,

$$M_{\text{MeT}} = \frac{\pi D_{\text{l}}^2 \, \sigma_{\text{T}} \, s}{2} \,, \tag{6}$$

где  $\sigma_{\rm T}$  — предел текучести листового металла образца; s — толщина листового металла.

Подставляя зависимости (5), (6) в неравенство (1), получаем следующее выражение

$$\frac{\pi\tau}{12}(D_2^3 - D_1^3) < \frac{\pi D_1^2 \sigma_{\rm T} s}{2}; \quad \frac{\tau}{6}(D_2^3 - D_1^3) < \sigma_{\rm T} s D_1^2. (7)$$

При определении размеров образца внутренний диаметр  $D_1$  задают конструктивно (основываясь, например, на размере внутреннего захвата, передающего крутящий момент на центральную зону образца), диаметр  $D_2$  определяют из неравенства (7).

Пример определения диаметра  $D_2$  образца приведен ниже. Рассмотрим склеенный листовой материал, включающий в себя два стальных листа толщиной 0,5 мм марки 08Ю СВ и соединяющий их клеевой слой, выполненный с использованием клея марки "Evo-stik Thermaflo 6820". По ГОСТ 9045—93 предел текучести  $\sigma_{\rm T}$  листовой холоднокатаной стали марки 08Ю способности к вытяжке СВ составляет 205 H/мм², а допускаемое напряжение сдвига (предел прочности при сдвиге)  $\tau$  клея марки "Evo-stik Thermaflo 6820" равно 0,95 H/мм² [4].

Принимаем  $D_1$  равным диаметру внутреннего захвата устройства для кручения 50 мм. После подстановки указанных выше значений  $s, \, \sigma_{\rm T}, \, \tau$  и  $D_1$  в неравенство (7) решаем его относительно  $D_2$ :

$$D_{2} < \sqrt[3]{\frac{6 \sigma_{T} s D_{1}^{2}}{\tau} + D_{1}^{3}};$$

$$D_{2} < \sqrt[3]{\frac{6 \cdot 205 \cdot 0.5 \cdot 50^{2}}{0.95} + 50^{3}} = 120.36 \text{ MM}.$$
(8)

Таким образом, при известных характеристиках склеенного листового материала и выбираемом конструктивно внутреннем диаметре клеевого слоя определяют его максимально возможный наружный диаметр. Если характеристики клея известны приблизительно или неизвестны вообще, то в расчетную зависимость (8) подставляют допускаемое напряжение сдвига ближайшего аналога, а полученное значение  $D_2$  уменьшают на 20...30 %.

Испытание образца проводят следующим образом. Внутреннюю зону образца диаметром  $D_1$  и внешнюю кольцевую зону шириной b закрепляют в захватах испытательного устройства, в качестве которого могут быть использованы известные устройства для испытания образцов листовых материалов на кручение в плоскости листа [5]. К одному или обоим захватам устройства прикладывают крутящий момент, который через

кольцевые зоны листовых элементов шириной *а* передается на клеевой слой, вызывая в нем напряжения сдвига. Испытание можно вести до разрушения клеевого слоя, до достижения определенного значения крутящего момента либо определенного значения относительного углового смещения кольцевых зон, примыкающих к клеевому слою. По полученным значениям крутящего момента и сдвиговой деформации определяют показатели механических свойств клеевого слоя.

Предлагаемый образец может быть использован для определения таких показателей механических свойств клеевых слоев многослойных листовых материалов, как предел прочности при чистом сдвиге, модуль сдвига и др. [6]. Образец расширяет возможности испытания на кручение в плоскости клеевого слоя за счет получения возможности испытания тонколистовых склеенных материалов. На представленное техническое решение получен патент на изобретение [7].

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Типалин С.А., Шпунькин Н.Ф. и др. Экспериментальное исследование осесимметричной формовки двухслойных заготовок с неотвержденным промежуточным слоем // Прогрессивные технологии и оборудование при обработке материалов давлением: науч. тр. Всероссийского совещания обработчиков давлением. Ульяновск: УлГТУ, 2007.
- 2. **Исследование** обтяжки с растяжением листового материала / Н.Ф. Шпунькин, С.А. Типалин, В.И. Гладков, М.Ю. Никитин // Известия МГТУ "МАМИ". 2008. № 1 (5).
- 3. **Tipalin S., Nikitin M., Shpunkin N.** Experimental study of V-bending process of steel-polymer-steel sheets at room temperature / Computer methods in materials science // Informatyka w Technologii Materialow. Akademia Gorniczo-Hutnicza, Krakow. 2008. Vol. 8. № 3.
- 4. Шпунькин Н.Ф., Типалин С.А., Никитин М.Ю. Листовой демпфирующий материал для кузовных деталей. Свойства при сдвиговой деформации // Автомобильная промышленность. 2010. № 10.
- 5. Пат. 2202777 РФ, МПК G 01 N 3/22. Устройство для испытания образцов листовых материалов на кручение в плоскости листа / Н.Ф. Шпунькин, С.А. Типалин. 20.04.2001.
- 6. **Типалин С.А., Плотников А.С.** Влияние клеевого соединительного слоя на процесс вытяжки листового многослойного материала // Автомобильная промышленность. 2012. № 6. С. 33—35.
- 7. Пат. 2431128 РФ, МПК G 01 N 3/22. Образец и способ испытания плоского клеевого слоя кольцевой формы на кручение в его плоскости / Н.Ф. Шпунькин, С.А. Типалин, М.Ю. Никитин.

Николай Фомич Шпунькин, канд. техн. наук, tsa\_mami@mail.ru;

Сергей Александрович Типалин, канд. техн. наук

### прокатно-волочильное



## LIPONSBOTCIBO

УДК 621.771

**А.Г. Колесников, А.В. Мунтин, А.Г. Зинягин** (Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

## Особенности физического моделирования контролируемой прокатки

Проведен обзор работ, посвященных теории подобия процесса прокатки, выявлены определяющие для процесса контролируемой прокатки критерии подобия.

Ключевые слова: контролируемая прокатка; теория подобия; моделирование; эксперимент.

The review of papers devoted to the similarity theory of rolling process is carried out, similarity criteria are revealed defining for controlled rolling process.

**Keywords:** controlled rolling; similarity theory; modelling; experiment.

К настоящему времени накоплен большой объем экспериментальных и теоретических знаний, позволяющий эффективно использовать технологию контролируемой прокатки. Однако существует и большое количество неизученных сочетаний технологических параметров, исследование которых может привести к повышению эксплуатационных свойств проката.

Отсутствие гарантии успешности применения новых режимов делает нецелесообразным их апробацию в промышленных условиях в связи с высокой стоимостью проведения эксперимента. Также существенным недостатком исследований в производственных условиях является невозможность широкого изменения параметров процесса. Поэтому при разработке новых технологических режимов рационально проводить экспериментальные исследования на лабораторном оборудовании, стоимость использования которого и требуемое для получения результата время на порядок меньше.

Вместе с тем в лабораторных условиях опыты обычно проводят на небольших прокатных станах, используя образцы сравнительно маленьких размеров. Получаемые при этом результаты позволяют в ряде случаев судить о качественных закономерностях процесса прокатки. Количественные значения, как правило, зависят от конкретных условий исследования, в связи с чем решить задачу использования их на практике удается не всегда. Сравнительно просто и достаточно точно данная задача может быть решена, если требуемые параметры прокатки определять с помощью теории подобия.

Обращаясь к истории данного вопроса, необходимо уделить внимание работам М.В. Кирпичёва (Теория

подобия. М.: Металлургия, 1953) и Ф. Кика (Закон пропорциональности сопротивления. Лейпциг, 1985), в которых сформулированы законы подобия применительно к обработке металлов давлением. Особое место среди них занимают работы Ю.М. Чижикова (Теория подобия и моделирования процессов обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1970) и В.С. Смирнова, А.К. Григорьева и др. (Метод подобия в теории прокатки. Л.: Наука, 1971), посвященные применению теории подобия к моделированию процесса прокатки. Однако они не в полной мере позволяют решать задачи моделирования технологий современного прокатного производства. В частности, к моделированию контролируемой прокатки предъявляют требования по соответствию микроструктуры и механических свойств готового проката в лабораторных и промышленных условиях. Этот аспект диктует необходимость пересмотра критериев подобия или их корректировки с точки зрения не только теории прокатки и теории подобия, но и материаловедческих основ контролируемой прокатки.

Обзор указанных работ позволяет сделать вывод, что на основе теории подобия можно изучать следующие параметры процесса прокатки:

- 1. Влияние деформации на изменение свойств и структуры металла.
  - 2. Закономерности формоизменения металла.
- 3. Деформированное состояние металла в различных условиях обработки давлением.
- 4. Влияние различных способов деформации на поведение деформированного металла.
- 5. Влияние контактных условий на изменение свойств и поведения металла при его деформации.



Рис. 1. Составляющие процесса контролируемой прокатки

- 6. Влияние различных факторов на сопротивление деформации.
- 7. Распределение напряжений в очаге деформации на контактных поверхностях.
- В случае контролируемой прокатки существуют три основные составляющие процесса (с точки зрения обработки давлением), влияющие на формирование микроструктуры и свойств готового проката (рис. 1):
- 1. Прокатка в черновой стадии (инициирует процесс рекристаллизации аустенита).
- 2. Пауза в черновой стадии (определяет рост зерен вследствие рекристаллизации, вызванной деформацией);
- 3. Прокатка в чистовой стадии (деформирование аустенита без рекристаллизации).

При моделировании особое внимание необходимо уделить влиянию деформации на изменение свойств и структуры металла, обеспечив подобие следующих параметров (рис. 2):

- 1. Материал моделирования.
- 2. Геометрические характеристики.
- 3. Кинематические характеристики.
- 4. Тепловые характеристики.

Материалом для данного процесса служат трубные стали, требования к химическому составу которых регламентированы российскими и международными стандартами. Изменение содержания одного или нескольких элементов может привести к изменению механизмов формирования микроструктуры, а следовательно, и свойств проката. Поэтому для моделирования рационально использовать заготовку, вырезан-

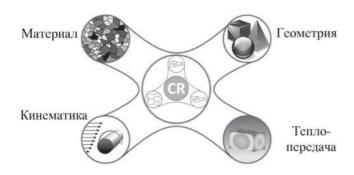


Рис. 2. Характеристики, влияющие на контролируемую прокатку

ную из промышленного металла или полученную выплавкой в лабораторных условиях и имеющую аналогичный химический состав.

В работе [1] сделан вывод, что подобие процесса определяется только одним критерием, а именно  $\frac{H_{\rm cp}}{l_{\rm re}}$ ,

где 
$$H_{\rm cp} = \frac{H_1 + H_0}{2}; \ l_{\scriptscriptstyle 
m I}$$
 — длина дуги захвата. Однако

этого критерия недостаточно для обеспечения полного подобия контролируемой прокатки, он может быть использован как один из критериев геометрического  $\stackrel{U}{\iota}$ 

подобия. Недостаток 
$$\frac{H_{\rm cp}}{l_{\scriptscriptstyle \rm I}}$$
 — не однозначное определе-

ние исходного размера заготовки, который необходим для моделирования. Критерий может быть обеспечен при различных начальных размерах заготовки и, соответственно, разных обжатиях.

Обжатие  $\varepsilon$  непосредственно влияет на рекристаллизацию аустенита, поэтому его значение необходимо сохранить такое же, как и в моделируемом процессе, а критерий  $\frac{H_{\rm cp}}{l_{\pi}}$  дополнить  $\varepsilon$  для обеспечения правиль-

ного геометрического подобия черновой стадии контролируемой прокатки. Для чистовой стадии определяющим геометрическим критерием может быть только  $\frac{H_{\rm cp}}{l_{\scriptscriptstyle {\rm J}}}$ , так как он позволяет в точности сохра-

нить распределение деформации по толщине проката, а рекристаллизация не происходит.

Критерии  $\frac{H_{\rm cp}}{l_{\scriptscriptstyle \rm I}}$  и  $\epsilon$  определяют геометрический

множитель подобия n:

$$\frac{h_{\scriptscriptstyle \mathrm{H}}}{h_{\scriptscriptstyle \mathrm{M}}} = \frac{b_{\scriptscriptstyle \mathrm{H}}}{b_{\scriptscriptstyle \mathrm{M}}} = \frac{l_{\scriptscriptstyle \mathrm{H}}}{l_{\scriptscriptstyle \mathrm{M}}} = n,$$

где  $h_{\rm H}$ ,  $h_{\rm M}$ ,  $b_{\rm H}$ ,  $b_{\rm M}$ ,  $l_{\rm H}$ ,  $l_{\rm M}$  — сходные линейные размеры заготовки в натуральную величину и модели.

Как правило, лабораторные прокатные станы не обладают достаточной длиной бочки валков. Следовательно, не всегда возможно сохранить пропорции по ширине полосы. Также в лабораторных условиях невозможно использовать заготовку с длиной, рассчитанной по критериям подобия. При выборе заготовки обычно руководствуются требованиями к получению образцов для исследований механических свойств и микроструктуры.

В связи с этим при подобии ряда параметров процесса необходимо использовать коэффициент несоответствия. В первую очередь описанные несоответствия окажут влияние на тепловое, кинематическое и силовое подобие процесса. В случае моделирования контролируемой прокатки главное внимание необходимо уделять именно тепловому подобию, а также в определенных случаях — кинематическому.

Примем, что для высоты прокатываемой заготовки множитель подобия равен  $n_h$  или n.

Для ширины заготовки:

$$n_h = n_h \zeta_h$$

$$\zeta_b = \frac{b_{\scriptscriptstyle \mathrm{M}}^{\,\mathrm{pacqer}}}{b_{\scriptscriptstyle \mathrm{M}}^{\,\mathrm{pean}}}.$$

Для длины заготовки:

$$n_l = n_h \zeta_l$$
;

$$\zeta_I = \frac{l_{\rm M}^{\rm pacqet}}{l_{\rm M}^{\rm pean}}.$$

Тогда для множителя подобия площади поперечного сечения верным будет выражение:

$$n_F = n_b n_h = n^2 \zeta_b.$$

Для объема:

$$n_V = n_b n_h n_l = n^3 \zeta_b \zeta_l.$$

Однако применение теории подобия при несоответствии параметров прокатки, или при приближенном моделировании, — сложная задача и требует отдельного подробного рассмотрения. Поэтому в дальнейшем будем использовать один множитель подобия n и считать, что геометрическое подобие исходных заготовок полностью соблюдено.

Кинематическое и тепловое подобие не может быть определено однозначно и включает в себя несколько групп зависимостей, обеспечивающих подобие с различными допущениями:

$$\tau_{M} = \tau_{H}, \ W_{M} = W_{H}, \ V_{M} = \frac{V_{H}}{n};$$
 (1)

$$\tau_{\rm M} = \frac{\tau_{\rm H}}{n}, \ w_{\rm M} = n w_{\rm H}, \ v_{\rm M} = v_{\rm H};$$
 (2)

$$\tau_{\rm M} = n\tau_{\rm H}, \ w_{\rm M} = \frac{w_{\rm H}}{n}, \ v_{\rm M} = \frac{v_{\rm H}}{n^2};$$
 (3)

$$\tau_{\rm M} = \frac{\tau_{\rm H}}{n^2}, \ w_{\rm M} = n^2 w_{\rm H}, \ v_{\rm M} = n v_{\rm H},$$
 (4)

где  $\tau$  — продолжительность процесса; w — скорость деформирования (прокатки); n — геометрический множитель подобия; индексы м — модель; н — натура.

Выполнение каждой группы уравнений обеспечивает следующие результаты при моделировании:

1. Группа уравнений (1) — подобие физических процессов, протекающих в деформируемом металле, и равенство физических констант металла.

- 2. Группа уравнений (2) динамическое подобие, подобие трения на контактных поверхностях и тепловое подобие по теплоотдаче излучением.
- 3. Группа уравнений (3) тепловое подобие на границах контакта металла с деформирующим инструментом.
- 4. Группа уравнений (4) тепловое подобие по теплопередаче теплопроводностью.

Выбор из противоречащих друг другу условий следует осуществлять исходя из условий проведения эксперимента или даже конкретного прохода в ходе эксперимента. Так, при прокатке толстых заготовок контакт заготовки с валками оказывает незначительное влияние на падение ее температуры, а при прокатке тонких полос теплоотдача валкам станет главной причиной остывания.

При транспортировке и паузах между проходами наиболее важно соблюсти тепловое подобие по теплоотдаче излучением (2). В данном случае условие подобия имеет следующий вид:

$$\tau_{\rm M} = \frac{\tau_{\rm H}}{n},$$

т.е. перемещать заготовку из печи на подачу необходимо в n раз быстрее, а также в n раз меньше делать паузы между проходами.

Вместе с тем изменение времени выдержки между проходами может существенно повлиять на результаты моделирования черновой стадии прокатки — первоначального процесса деформации, проходящего обычно при наиболее высокой температуре. Для него характерно протекание процесса рекристаллизации, для которой сохранение времени выдержки является одним из определяющих условий. Для того чтобы обеспечить необходимое время выдержки в модели, нужно уменьшить теплоотдачу окружающей среды. Для достижения этой цели на входе и выходе из клети желательно установить подогревающие устройства, обеспечивающие скорости охлаждения, соответствующие натурным [2].

В случае применения подобных устройств условие подобия охлаждения проката между проходами:

$$\tau_{_{\rm M}} = \tau_{_{\rm H}}$$
 .

Рассмотрим тепловое и кинематическое подобие процесса деформирования металла. При моделировании черновой стадии значительное влияние будет оказывать скорость деформации, влияющая на динамическую рекристаллизацию. Как показано выше, одинаковую скорость деформации можно обеспечить при следующем условии — группа уравнений (1):

$$V_{M} = \frac{V_{H}}{n}$$
.

При этом не будет соблюдаться тепловое подобие на границах контакта металла с валками и по теплоотдаче излучением, чем в большинстве случаев можно

проката.

пренебречь, так как толщина проката в черновой стадии достаточно большая.

При моделировании чистовой прокатки, когда процессы рекристаллизации прекращаются, скорость деформации не будет влиять на протекающие процессы, а теплопередача валкам и излучение будут иметь уже большее влияние в силу малой толщины проката и требованием попадания в определенную температуру конца прокатки. Следовательно, скоростной режим необходимо подбирать исключительно исходя из требований попадания в определенные температуры проходов и конца прокатки, что может быть реализовано с применением любой из приведенных выше четырех групп уравнений в зависимости от условий эксперимента.

### Выволы

При моделировании черновой стадии контролируемой прокатки на лабораторных прокатных станах необходимо соблюдать следующие рекомендации:

1. Критерии  $\frac{H_{\rm cp}}{l_{\scriptscriptstyle \rm I}}$  и  $\epsilon$  должны определять геомет-

рические параметры прокатки, множитель подобия n.

- 2. Скорость прокатки модели должна быть меньше скорости прокатки натуры для соблюдения равенства скоростей деформации  $V_{\rm M} = \frac{V_{\rm H}}{n}$ .
- 3. Паузы между проходами необходимо сохранять одинаковыми в модели и натуре  $\tau_{\rm M} = \tau_{\rm H}$ .
- 4. При моделировании чистовой стадии определяющим критерием является  $\frac{H_{\rm cp}}{l_{\rm g}}$ , обеспечивающий одинаковое проникновение деформации по толщине

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Бровман М.Я.** Применение теории пластичности в прокатке. М.: Металлургия, 1991.
- 2. **Багмет О.А.** Формирование оптимальных структур и свойств при проведении контролируемой прокатки трубных сталей, содержащих ниобий: дис. ... канд. тех. наук. М., 2007. 155 с.

Александр Григорьевич Колесников, д-р техн. наук, nukmt@mx.bmstu.ru; Александр Вадимович Мунтин;

Алексей Геннадиевич Зинягин



#### ----

## Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Заготовительные производства в машиностроении" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

#### Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- ◆ найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- ◆ установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;
- наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы ООО "Издательство Машиностроение": 107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4.

*Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс (499) 269-48-97.* E-mail: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ

### MATEPHAJISI



УДК 621.785:669.1.08.29

Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

# Формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий, полученных методом электровзрывного напыления\*

Методами оптической интерферометрии, сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа изучены рельеф поверхности, особенности структуры и фазового состава электровзрывных электроэрозионностойких покрытий систем W–Cu, Mo–Cu, Ti–B–Cu, W–C–Cu, Mo–C–Cu. Покрытия имеют когезионно-адгезионную связь с материалом контактной поверхности.

**Ключевые слова:** электровзрывное напыление; электроэрозионностойкие покрытия; шероховатость; микроструктура; фазовый состав.

The surface relief, peculiarities of structure and phase composition of electroexplosive electroerosion resistance coatings of W–Cu, Mo–Cu, Ti–B–Cu, W–C–Cu, Mo–C–Cu systems are investigated by methods of optical interferometry, scanning electron microscopy, X-ray microspectral analysis. The coatings have cohesive-adhesive bond with the contact surface material.

**Keywords:** electric explosive deposition; electroerosion resistance coatings; roughness; microstructure; phase composition.

Для электротехнического машиностроения, производящего электрокоммутационную аппаратуру, в первую очередь нужны новые электроэрозионностойкие материалы, поскольку в большинстве случаев именно они определяют характеристики аппаратуры, способность надежно и длительно коммутировать электрический ток. Для материалов электрических контактов характерно сочетание разнообразных, иногда несовместимых для обычных металлов и сплавов требований. Для них необходимы высокая твердость и тугоплавкость в сочетании с высокими электро- и теплопроводностью, электроэрозионной и коррозионной стойкостью, отсутствием сваривания и мостикообразования.

Одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и физического материаловедения является разработка физических основ повышения эксплуатационных характеристик различных материалов. Особенности структуры и свойств упрочняющих и защитных покрытий отражают особенности методов, используемых для их напыления.

В последние годы получили развитие импульсные методы напыления покрытий, в частности, из несмешивающихся компонентов, которые позволяют формировать покрытия, обладающие низкой пористостью, высокой адгезией с основой, нано- и субмикрокристаллической структурой [1, 2]. Однако они имеют малую толщину и нерегулируемый состав.

*Цель работы* — формирование электроэрозионностойких покрытий, прежде всего из несмешивающихся компонентов, импульсным методом электровзрывного напыления (ЭВН), изучение их структуры, фазового состава и свойств.

Напыление покрытий проводили с использованием электровзрывной установки ЭВУ 60/10М [3, 4]. Она включает в себя емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через металлическую фольгу тока большой плотности при разряде на нее накопителя [5]. Из продуктов взрыва формируется сверхзвуковая многофазная плазменная струя, которая служит для напыления покрытий при времени импульса 100 мкс. Подробно методика ЭВН покрытий изложена в [3].

Покрытия наносили на изделия из электротехнической меди марки М00. Использовали медные, молибденовые и титановые фольги, а также порошки молибдена, вольфрама, диборида титана, углерода и бора с размером частиц 0,1...1,0 мкм. Формировали композиционные покрытия со слоистой и наполненной структурой.

Покрытия со слоистой структурой (табл. 1), которые напыляли при тепловом воздействии, вызывающем нагрев поверхности основы до температуры плавления, представляли собой чередующиеся слои молибдена и меди.

Покрытия с наполненной структурой (табл. 2) напыляли в условиях, когда поверхность облучения испытывала оп-

<sup>\*</sup> Исследования выполнены в соответствии с Федеральной целевой программой "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 гг. по гос. контракту № 14.740.11.1154.

1.	Параметры ЭВН покрытий из несмешивающихся
	компонентов со слоистой структурой

Параметры	обработки	Напыляемые материалы		
$q$ , ГВт/м $^2$	q, ГВт/м <sup>2</sup> $m$ , мг		Порошок	
4,1	170	Mo	_	
3,7	150	Cu	_	
4,1	350	Mo	_	
3,7	300	Cu	_	
4,1	5/800	Cu	Mo	
3,7	175	Cu	_	
4,1	5/900	Cu	W	
7,6	175	Cu	_	

 $\Pi$  р и м е ч а н и я. 1. Указанные режимы обеспечивают нагрев поверхности до температуры плавления. 2. В числителе указана масса фольги, в знаменателе — масса навески порошка.

О бо з на ч е н и я: q — поглощаемая плотность мощности; m — масса напыляемого материала.

лавление и смешивание материала основы с компонентами многофазной плазменной струи продуктов электрического взрыва фольги и частиц порошковых навесок. Исключение составляет ЭВН покрытий с композиционной наполненной структурой при использовании композиционного электрически взрываемого материала (проводника) (КЭВМ), который представлял собой двухслойную медную фольгу с заключенной в ней навеской порошка. Применение КЭВМ позволяет реализовать перемешивание продуктов взрыва фольги и порошка при формировании струи.

Исследования структуры покрытий проводили с использованием методов световой (металлографический микроскоп Carl Zeiss AxioObserver A1m) и электронной сканирующей (растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50) микроскопии, рентгеноструктурного анализа (ARL X'TRA) и оптической интерферометрии (комплекс изучения топографии поверхности Zygo NewViewTM 7300). Упрочнение поверхности оценивали по улучшению электроэрозионной стойкости и износостойкости в условиях сухого трения скольжения.

Были получены электроэрозионностойкие покрытия ряда систем, в том числе из несмешивающихся компонентов: W—Cu, W—C—Cu, Mo—Cu, Mo—C—Cu и Ti—B—Cu [6—9], основные особенности которых рассмотрены ниже. При ЭВН слоистых покрытий с применением электровзрыва фольг на поверхности формируются сравнительно гладкие области неправильной формы (рис. 1). При ЭВН слоистых покрытий с дополнительным использованием порошков наблюдаются области с развитым рельефом, образованные частицами порошков.

При формировании композиционных покрытий с наполненной структурой на поверхности выделяются хаотически расположенные, сравнительно гладкие области неправильной формы и области с развитым рельефом, образованные частицами глобулярной формы с размерами от 0,5 до

2. Параметры ЭВН покрытий с композиционной наполненной структурой

Парамет	ры обработки	Напыляемые материалы					
$q$ , $\Gamma$ Вт/м $^2$ $m$ , $\kappa \Gamma$		Фольга	Порошок	КЭВМ			
Пон	Покрытие из несмешивающихся компонентов						
Ттокрытие из несмешивающихся компонентов W и Cu, Мо и Cu							
6,0	150	Mo	_	_			
7,6	250	Cu	_	_			
6,0	150	Mo	_	_			
10,0	250	Cu	_				
4,5	5/800	Cu	Mo	_			
6,5	175	Cu	_	_			
4,5	5/900	Cu	W	_			
8,1	175	Cu	_	_			
4,1	800/800		_	Mo/Cu			
4,1	800/800	_	_	W/Cu			
Покрытие системы TiB <sub>2</sub> —Cu с использованием порошковых							
	навесок д	иборида т	итана	i			
4,1	125/125	_	_	TiB <sub>2</sub> /Cu			
Покрытие систем Мо-С-Си, W-С-Си и Ті-В-Си							
5,5							
6,5	100/10/110	_	_	Mo/C/Cu			
7,6							
5,5							
6,5	100/6,5/106,5	_	_	W/C/Cu			
7,6							
5,5							
6,5	90/41	Ti	В	_			
7.6							

 $\Pi$  р и м е ч а н и я. 1. Цветом выделены режимы, обеспечивающие нагрев поверхности до температуры плавления. 2. Через косую черту указаны напыляемые вещества и их массы.

20,0 мкм, доля суммарных площадей которых составляет 25 и 75 % соответственно. Относительное содержание меди в областях с развитым рельефом ниже, чем в областях с гладким рельефом. На основании этого можно считать, что области с гладким рельефом образованы преимущественно конденсированными частицами продуктов взрыва медной фольги, а области с грубым рельефом — продуктами порошков для ЭВН.

Определен комплекс характеристик топографии поверхности покрытий (рис. 2, табл. 3) — параметры шероховатости Ra, Rmax, Sm (ГОСТ 27964—88). Рельеф поверхности слоистых покрытий и покрытий с наполненной структурой имеет параметр шероховатости Ra = 2,0...4,1 мкм; Rmax = 10,1...33,3 мкм; Sm = 40,1...50,2 мкм. Максимальные значения Ra = 3,0...4,0 мкм имеют покрытия системы Мо—Си с наполненной нанокристаллической структурой.

При напылении слоистых покрытий с использованием электровзрыва фольг молибдена и меди (рис.  $3, a, \delta$ ) оказа-

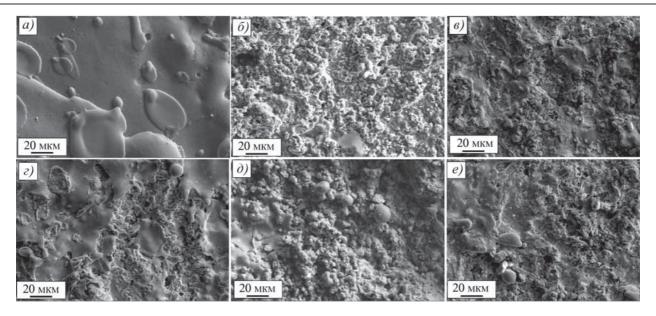


Рис. 1. Рельеф поверхности электровзрывных покрытий:

a — единичный слой Cu;  $\delta$  — единичный слой W;  $\epsilon$  — покрытие Mo—Cu с наполненной структурой, напыленное с использованием фольг;  $\epsilon$  — покрытие системы W—Cu с наполненной структурой;  $\delta$  — покрытие системы TiB $_2$ —Cu с наполненной структурой;  $\epsilon$  — покрытие системы W—C—Cu с наполненной структурой. Сканирующая электронная микроскопия

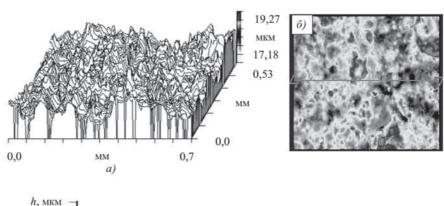
лось, что толщина единичных слоев пропорциональна массе фольги. При напылении единичных слоев покрытий их толщина достигала 0,14 мм, при последовательном напылении

нескольких слоев максимальная толщина сформированных покрытий составляла 2 мм. На границах слоев меди и молибдена и молибдена с основой вследствие термосилового воздействия плазменной струи на поверхность, нагреваемую до температуры плавления, формируется волнообразный рельеф, который позволяет увеличивать адгезию.

повышении При поглошаемой плотности мощности происходит искажение границ раздела поверхностного слоя с основой и между его отдельными слоями и разрушение слоистой структуры. При этом происходит формирование покрытий с наполненной структурой (рис. 3,  $e-\partial$ ). В низкоинтенсивном режиме ЭВН, когда поглощаемая плотность мощности при обработке молибденового слоя продуктами взрыва медной фольги составляла 7,6  $\Gamma B T/M^2$ , в молибденовой матрице по всей толщине покрытия наблюдаются глобулярные включения меди размерами 30...200 нм (рис. 3, г). Размер отдельных включений достигает 1 мкм.

При обработке образцов в высокоинтенсивном режиме ЭВН, когда поглощаемая плотность мощности превышала  $10~\Gamma \text{Вт/м}^2$ , при обработке молибденового слоя продуктами взрыва медной фольги формируются слои с композиционной

наполненной структурой на основе молибдена и меди, в которой размер медных включений достигает 2 мкм (рис. 3,  $\partial$ ). В этом случае они не выкрашиваются из матрицы, что спо-



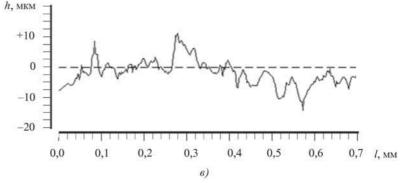


Рис. 2. Оптическая интерферометрия поверхности после электровзрывного напыления слоистого покрытия системы Mo—Cu:

a — распределение неровностей рельефа по высоте;  $\delta$  — положение секущей (вид сверху);  $\epsilon$  — распределение неровности вдоль базовой длины

### 3. Параметр шероховатости *Ra* композиционных покрытий

покрытии					
Используемі	ый материал	Тип компо- зиционной структуры	<i>Ra</i> , мкм (для базовой поверхности)		
Покрытие и	з несмешиваюц	цихся компонен	тов W и Cu,		
MoиCu					
Фольга Мо	Фольга Си		2,13,2		
Порошок Мо	Фольга Си	Слоистая	2,23,2		
Порошок W	Фольга Си		2,03,2		
Фольга Мо	Фольга Си		3,74,0		
Порошок Мо	Фольга Си		3,03,9		
Порошок W	Фольга Си	Наполнен- ная	3,04,1		
КЭВМ	W–Cu	ная	2,03,1		
КЭВМ Мо-Си			2,03,0		
Покрытие системы TiB <sub>2</sub> —Cu с использованием порошковых					
навесок диборида титана					
КЭВМ Т	ΓiB <sub>2</sub> –Cu	Наполнен- ная	2,03,0		
Покрытие систем W-C-Cu, Мо-C-Cu и Ti-B-Cu					
Порошок В	Фольга Ті		3,13,8		
КЭВМ W-С-Си		Наполнен- ная	2,63,7		
КЭВМ М	lo-C-Cu	11071	2,63,6		
Примечание. Цветом выделены режимы, обеспечивающие нагрев поверхности до температуры плавления.					

собствует улучшению электроэрозионной стойкости поверхностных слоев. На границе покрытий с основой образуется зона смешивания молибдена и меди, в которой наблюдаются

изолированные включения молибдена субмикронных размеров в медной матрице.

При увеличении поглощаемой плотности мощности при обработке предварительно напыленного молибденового слоя продуктами взрыва медной фольги формируется структура, образованная глобулярными включениями молибдена размерами около 2 мкм в медной матрице (рис. 4,  $\delta$ ). Наблюдаются также субмикронные включения молибдена. В случае аналогичной обработки единичного слоя вольфрама формируется структура, образованная глобулярными включениями вольфрама размерами около 2 мкм в медной матрице (рис. 4,  $\delta$ ).

При ЭВН покрытий со слоистой структурой с использованием электровзрыва медных фольг с порошковой навеской Мо (рис. 4, a) или W (рис. 4, e) граница покрытий с основой имеет особенности, аналогичные случаю ЭВН покрытий с использованием молибденовой фольги. Важной особенностью обработки является проникновение отдельных частиц вольфрама и молибдена в основу на глубину до нескольких микрометров (рис. 4, e, e).

При ЭВН покрытий системы  ${\rm TiB_2}$ —Си с использованием порошка  ${\rm TiB_2}$  выделены три характерные морфологические составляющие структуры, формирующие микрорельеф поверхности покрытия: субмикрокристаллические частицы порошка  ${\rm TiB_2}$ , используемого для ЭВН; сравнительно гладкие области на основе  ${\rm TiB_2}$  и меди, содержащие субмикрокристаллические включения  ${\rm TiB_2}$ ; конгломераты частиц  ${\rm TiB_2}$  и меди глобулярной морфологии.

Структура поперечных сечений покрытий не содержит пор и представляет собой медную матрицу с включениями  ${\rm TiB_2},$  размеры которых изменяются от 1 до 10 мкм (рис. 5). Наблюдаются также субмикронные включения  ${\rm TiB_2}.$  Диборид титана и медь распределены по объему покрытий при-

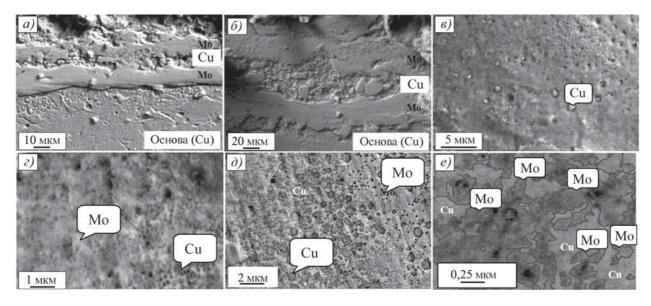


Рис. 3. Сканирующее электронно-микроскопическое изображение структуры композиционных покрытий Мо-Си, сформированных с использованием фольг:

a,  $\delta$  — покрытие со слоистой структурой;  $\theta$ ,  $\varepsilon$  — покрытие с наполненной структурой при ЭВН в низкоинтенсивном режиме;  $\theta$  — покрытие с наполненной структурой при ЭВН в высокоинтенсивном режиме;  $\epsilon$  — зона смешивания молибдена и меди на границе покрытия с основой. Прямые шлифы

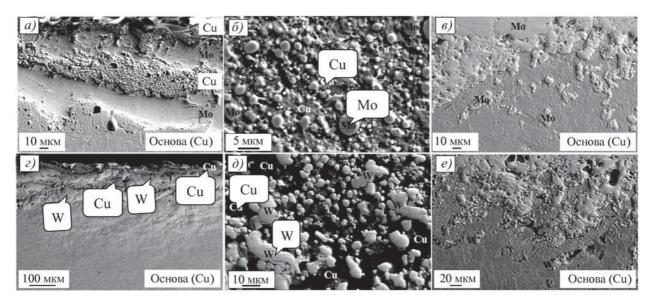


Рис. 4. Сканирующее электронно-микроскопическое изображение структуры покрытий:

a,  $\delta$  — покрытия системы Mo—Cu со слоистой и наполненной структурой соответственно (прямой шлиф);  $\epsilon$ ,  $\epsilon$  — граница покрытия систем Mo—Cu и W—Cu с основой соответственно (косой шлиф);  $\epsilon$ ,  $\delta$  — покрытия системы W—Cu со слоистой и наполненной структурой соответственно (прямой шлиф)

мерно в равном соотношении. Перекристаллизации частиц  ${\rm TiB_2}$  в покрытии с образованием других фаз не происходит, о чем свидетельствует наличие на дифрактограммах пиков диборида титана и меди (рис. 6), что обеспечивает максимальные электроэрозионные свойства таких покрытий.

Композиционные покрытия системы Мо—С—Си имеют микрокристаллическую композиционную наполненную структуру. Их фазовый состав образован псевдосплавом молибдена и меди и включениями синтезированных при напылении карбидов МоС и  $Mo_2C$ . Увеличение параметров термосилового воздействия на облучаемую поверхность приводит к повышению содержания карбидов в покрытии. Важной особенностью обработки является проникновение отдельных частиц молибдена и его карбидов в основу на глубину до нескольких микрометров.

Для системы W—C—Cu структура поперечных сечений имеет те же особенности, что и покрытия системы Мо—C—Cu. В результате обработки формируются слои толщиной 20...25 мкм. В медной матрице располагаются включения размерами 0,1...1 мкм. Нанотвердость в местах включений составляет 1100...1200 HV, в некоторых областях ее значение достигает 460 HV. По-видимому, большие значения нанотвердости соответствуют частицам карбидов вольфрама, а меньшие — частицам вольфрама.

Рентгеноструктурный анализ показал, что покрытия системы W–C–Cu содержат высокотвердые карбиды вольфрама  $\alpha$ -W<sub>2</sub>C, WC<sub>1-x</sub>, WC, вольфрам и медь. Содержание меди после обработки в режиме  $q=6,5~\Gamma \rm BT/M^2$  максимально.

Для покрытий системы Ti-B-Cu рентгеноструктурный анализ показал, что они содержат бориды титана  $TiB_2$ ,  $Ti_2B$ ,  $Ti_3B_4$ , TiB и медь.

Увеличение поглощаемой плотности мощности приводит к уменьшению содержания наиболее тугоплавкой фазы  ${\rm TiB_2}$  с температурой плавления 3225 °C и  ${\rm TiB}$  с температурой плавления 2200 °C, а также к снижению содержания меди.

При всех режимах напыления содержание тугоплавкой фазы  $Ti_3B_4$ , имеющей температуру плавления  $2200\,^{\circ}\mathrm{C}$ , не изменяется. Это можно связать с тем, что первыми в равновесных условиях кристаллизации выпадают именно кристаллы  $TiB_2$  в области гомогенности  $66...68\,\%$  В. Образование фазы  $Ti_2B$  связано с неравновесными высокоскоростными условиями кристаллизации. Увеличение содержания  $Ti_2B$  хорошо согласуется с известными представлениями, согласно которым с повышением интенсивности воздействия увеличивается скорость кристаллизации. В связи с этим оптимальным следует считать режим формирования поверхностного слоя при  $5,5\,\Gamma$ Вт/м².

При поглощаемой плотности мощности ниже  $5,5~\mathrm{\Gamma BT/M^2}$  интенсивного перемешивания компонентов струи с медной основой не происходит, вследствие чего медь неравномерно распределяется по объему легированного слоя, а выше  $7,6~\mathrm{\Gamma Bt/m^2}$  происходит формирование развитого рельефа поверхности в результате течения расплава под действием неоднородного давления струи продуктов взрыва, что ухудшает качество поверхности  $9\mathrm{BH}$ .

Как показано выше, формирование зоны смешивания толщиной несколько микрометров на границе покрытий с основой установлено при ЭВН всех систем, полученных в данной работе. В работе [10] рассмотрена математическая модель образования этой зоны, основанная на том, что при нормальном натекании плазменной струи на поверхность происходит разворот плазменного потока. Он увлекает за собой материал покрытия, конденсирующийся на поверхности основы, которая нагрета до температуры плавления. Возникает область параллельного течения двух слоев металла с различными скоростями. Тангенциальный разрыв скорости приводит к гидродинамической неустойчивости Кельвина-Гельмгольца и образованию вблизи поверхности слоя турбулентного течения расплава. Глубина образующейся зоны определяется длиной волны возмущения. По-

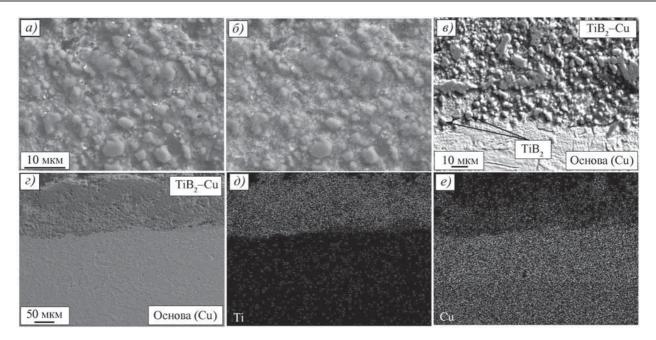
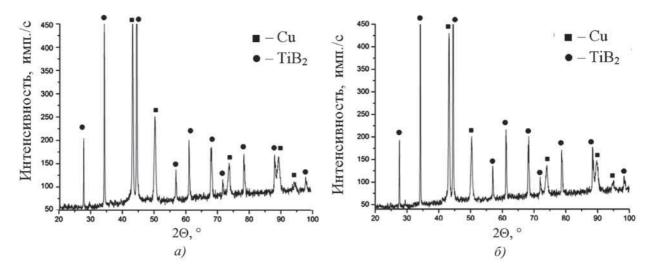


Рис. 5. Сканирующее электронно-микроскопическое изображение покрытия системы  $TiB_2$ —Cu с композиционной наполненной структурой, полученное при  $q=4,5~\Gamma B T/M^2$ :

a — композиционная наполненная структура;  $\delta$  — наложение карт распределения титана и меди для (a);  $\epsilon$  — граница покрытия с основой;  $\epsilon$  — общий вид сечения покрытия;  $\delta$  — карта распределения титана;  $\epsilon$  — карта распределения меди, прямой шлиф



**Рис. 6. Фрагменты дифрактограмм покрытий системы TiB\_2—Си:**  $a, \delta - \Im BH$  одного и трех единичных слоев соответственно

казано, что критическая длина волны составляет  $10\,\mathrm{мкm}$ , что согласуется с экспериментальными данными.

Формируемые при ЭВН покрытия обладают большей износостойкостью по сравнению с исходной поверхностью меди марки М00. Видно (табл. 4), что лучшей износостойкостью обладает композиционное покрытие системы Ti-B-Cu. Это можно объяснить тем, что при его нанесении образуются высокотвердые бориды  $TiB_2$ ,  $Ti_2B$ ,  $Ti_3B_4$ , TiB [11].

Изучение структуры поверхности лунок износа выявляет субмикронные частицы боридов в медной матрице. Оче-

видно, что в процессе изнашивания твердые бориды удерживаются в пластичной медной матрице. Аналогичную структуру поверхности лунок износа имеют и покрытия системы W-C-Cu. Значения износостойкости для систем W-C-Cu и W-Cu совпадают, поскольку в тройной системе кроме карбидов  $\alpha$ - $W_2C$ ,  $WC_{1-x}$  и WC в медной матрице находится непрореагировавший с углеродом W.

Более высокое значение износостойкости покрытий системы Mo—Cu с наполненной структурой "молибденовая матрица—медные включения" по сравнению с покрытием с наполненной структурой "медная матрица—молибденовые

## 4. Относительная износостойкость $h_3 / h$ покрытий с композиционной наполненной структурой

Ti-B-Cu	W-C-Cu	W–Cu	Mo-Cu	Cu-Mo
2,15	1,71	1,71	1,82	2,07

 $\Pi$ р и м е ч а н и е.  $h_{\scriptscriptstyle 3}$  – глубина лунки, вытираемой на меди М00, принятой за эталон; h – глубина лунки на покрытии.

включения" обусловлено тем, что в первом случае жесткая молибденовая матрица удерживает пластичные медные включения.

Структура поверхности лунок износа покрытия с наполненной структурой "медная матрица—молибденовые включения" представляет собой субмикронные и микрокристаллические частицы Мо в медной матрице примерно в равном соотношении, а покрытий с наполненной структурой "медная матрица—вольфрамовые включения" — субмикронные и микрокристаллические частицы вольфрама в медной матрице. Структура поверхности лунок износа покрытия с наполненной структурой "молибденовая матрица—медные включения" — субмикронные и микрокристаллические частицы меди в молибденовой матрице.

Электроконтактные композиционные поверхностные слои систем W–Cu, Mo–Cu, Ti–B–Cu, W–C–Cu, сформированные методом электровзрывной обработки, показывают увеличение износостойкости в условиях сухого трения скольжения без смазки по сравнению с электротехнической медью марки М1 в 1,7–2,2 раза (см. табл. 4).

После испытаний на коммутационную износостойкость на поверхности покрытий всех систем наблюдается образование кратеров эрозии. Наиболее крупные кратеры размером до 10...15 мкм образуются на покрытии системы Ti-B-Cu.

Известно [12, 13], что скорость разрушения поверхности контактов зависит от плотности мощности в области опорных пятен дуги, способа возбуждения дуги и длительности ее воздействия на электроды, геометрии и материала контактов.

Таким образом, изменение морфологии покрытий можно объяснить исходя из того, что в ходе испытательных циклов происходит испарение меди, обогащение поверхности покрытий тугоплавким компонентом, повышение их температуры из-за снижения электрической проводимости и, как следствие, увеличение скорости разрушения по отношению к исходному значению [13].

Дуга на размыкаемых контактах в течение нескольких миллисекунд остается неподвижной и подвергает их эрозии. В таком случае дуговой разряд представляет собой короткую контрагированную дугу, горящую в парах металла контак-

тов. Под воздействием дискретных потоков энергии на поверхности опорного пятна дуги возникают микропузырьки, внутреннее давление которых приводит их к взрыву, истечению микроструек плазмы, проводящих ток, и образованию кратеров, сопровождающемуся разлетом капель жидкого металла и твердых частиц. На опорном пятне одновременно функционирует несколько кратеров. Ток в микроструйках плазмы может составлять  $\sim 100$  A, плотность тока  $\sim 100$  A/см $^2$ , а давление в микроструйке плазмы  $\sim 10^7$  Па.

Под влиянием высоких температур в процессе испытаний покрытий систем W—Cu, Мо—Cu происходит оплавление их поверхности и образование на ней грубого рельефа. При этом легкоплавкая медь испаряется и основным элементом покрытия становится вольфрам или молибден соответственно, которые образуют сплошную матрицу с включениями меди с размерами порядка нескольких микрометров. В отдельных областях происходит разрушение покрытия до материала основы.

Особенностью деградации покрытий системы Ti-B-Cu является то, что локально происходит полное изнашивание покрытия до материала основы: на поверхности меди присутствуют бориды титана.

Общим для всех систем является то, что композиционная наполненная структура, образованная вольфрамом и медью, молибденом и медью, боридами титана и медью, способствует сохранению плоской формы поверхности контакта. По-видимому, роль тугоплавкого компонента сводится к уменьшению испарения меди в процессе работы.

Для покрытий систем Ti–B–Cu, Mo–Cu и W–Cu число циклов включений—отключений до полного разрушения составило 5825, 8047 и 4125 соответственно.

В результате испытаний установлено, что в процессе ускоренных испытаний электроэрозионностойкие покрытия систем W—Cu, Mo—Cu, Ti—B—Cu разрушаются с образованием кратеров эрозии. Поэтому дополнительное повышение коммутационной износостойкости может быть достигнуто путем увеличения толщины покрытий при повторном электровзрывном напылении его единичных слоев.

Формирующиеся при ЭВН покрытия обладают большей электроэрозионной стойкостью в условиях искрового разряда по сравнению с исходной для меди марки М00 (табл. 5). Видно, что лучшей электроэрозионной стойкостью в условиях искрового разряда обладает композиционное покрытие системы  $\mathrm{TiB}_2$ —Си. Это можно объяснить тем, что при его нанесении используется диборид титана  $\mathrm{TiB}_2$ , который обладает лучшими характеристиками по сравнению с другими боридами титана [11]. В целом все покрытия показывают увеличение электроэрозионной стойкости в условиях искрового разряда в  $\sim$ 10 раз. Особенности разрушения поверхности покрытий аналогичны таковым при испытаниях на электроэрозионную стойкость в условиях дуговой эрозии.

# 5. Относительное изменение электроэрозионной стойкости $m / m_3$ в условиях искровой эрозии покрытий с композиционной наполненной структурой

W–Cu	Mo-Cu	TiB <sub>2</sub> –Cu	W-C-Cu	Mo-C-Cu	Ti-B-Cu
9,59	10,03	10,35	9,96	9,87	9,01
$\Pi$ р и м е ч а н и е. $m_{\scriptscriptstyle 3}$ — потеря массы меди марки М00, принятой за эталон при $10000$ циклов включений—отключений.					

Различные устройства с напыленными методом ЭВН электроэрозионностойкими покрытиями применяют в производственной деятельности ряда предприятий Кемеровской области для упрочнения пальцевых, розеточных и пластинчатых контактов, защиты силовых контроллеров шахтного оборудования и т.д.

Заключение. Разработан метод электровзрывного напыления композиционных покрытий различных систем, в том числе W—Cu, Mo—Cu, W—C—Cu, Mo—C—Cu, Ti—B—Cu со слоистой или наполненной микрокристаллической структурой. Определен комплекс характеристик топографии поверхности покрытий — параметры шероховатости *Ra*, *Rmax*, *Sm* 

При напылении единичных слоев покрытий их толщина составляет 140 мкм, при последовательном напылении нескольких слоев максимальная толщина сформированных покрытий может достигать 2 мм. Она может регулироваться в широких пределах в зависимости от условий эксплуатации конкретной номенклатуры упрочняемых деталей.

Износостойкость покрытий увеличивается до 2 раз, а электроэрозионная стойкость в условиях искровой эрозии — до 10 раз по сравнению с электротехнической медью M00.

Результаты работы могут быть использованы для упрочнения медных электрических контактов различной электротехнической аппаратуры.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Ударное** легирование металлов химически невзаимодействующими с ними элементами при помощи концентрированных импульсных потоков энергии / Л.И. Иванов, А.И. Дедюрин, И.В. Боровицкая и др. // Перспективные материалы. 2006. № 5. С. 79-83.
- 2. Высокоадгезионное соединение химически невзаимодействующих металлов при помощи концентрированных импульсных потоков энергии / Л.И. Иванов, А.И. Дедюрин, И.В. Боровицкая и др. // Перспективные материалы. Спец. вып. сентябрь. 2007. Т. 1. С. 158–161.

- Электровзрывное напыление электроэрозионностойких покрытий: формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий методом электровзрывного напыления / Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов. Saarbrucken: LAP Lambert Academic Publishing GmbH & Co. KG. 2012. 173 с.
- Автоматизированная электровзрывная установка для повышения эксплуатационных характеристик материалов / Ю.Д. Жмакин, Д.А. Романов, Е.А. Будовских и др. // Промышленная энергетика. 2011. № 6. С. 22–25.
- 5. **Физические** основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: СибГИУ, 2007. 301 с.
- 6. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура электровзрывных композиционных поверхностных слоев системы молибден—медь // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2011. № 11. С. 95—100.
- 7. **Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Рельеф поверхности и структура композиционных поверхностных слоев систем W—Си и Мо—Си, сформированных электровзрывным способом // Физика и химия обработки материалов. 2011. № 5. С. 51—55.
- 8. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура псевдосплавных покрытий системы молибден—медь, сформированных электровзрывным способом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 10. С. 19–21.
- 9. Опыт и перспективы использования электровзрывной установки ЭВУ 60/10 для модификации поверхности материалов / Д.А. Романов, Е.А. Будовских, Ю.Д. Жмакин, В.Е. Громов // Известия вузов. Черная металлургия. 2011. № 6. С. 20–24.
- 10. **Анализ** особенностей формирования структуры электровзрывных покрытий на границе с основой / С.Г. Молотков, Д.А. Романов, Е.А. Будовских, А.Ф. Сафрошенков // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 69–70.
- 11. **Механические** и технологические свойства металлов: справочник / А.В. Бобылев. М.: Металлургия, 1987. 208 с.
- 12. Электрическая дуга большой мощности в выключателях. Ч. І. / В.П. Мещеряков. Ульяновск: ОАО "Контактор", 2006. 344 с.
- 13. Электрическая дуга большой мощности в выключателях. Ч. ІІ. / В.П. Мещеряков. Ульяновск: ОАО "Контактор", 2006. 429 с.

Денис Анатольевич Романов; Евгений Александрович Будовских, д-р техн. наук; Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук, gromov@physics.sibsiu.ru

\*\*\*

УДК 669.021:621.762

Г.С. Гарибов, Н.М. Гриц (ОАО "ВИЛС", г. Москва)

#### Улучшение характеристик гранулированных материалов для турбинных дисков перспективных авиационных двигателей

Рассмотрены пути создания современных высокотехнологичных гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов, а также турбинных дисков для перспективных авиационных двигателей. Показано, что легирование сплавов танталом, рением и рутением может существенно улучшить их служебные характеристики.

Ключевые слова: гранулы; диски; легирование; жаропрочные никелевые сплавы; структура.

The ways of creation of modern high-technology heat-resistant superalloys and turbine disks for promising aircraft engines are considered. Tantalum, rhenium and ruthenium alloying can considerably increase operating characteristics of these superalloys.

Keywords: granules; disks; alloying; heat-resistant powder Ni-based alloys; structure.

Около 40 лет ВИЛС — Всесоюзный (Всероссийский) институт технологии легких и специальных сплавов — тесно сотрудничает с Пермским двигателестроительным комплексом. КБ ВИЛС и завод первыми в нашей стране применили турбинные диски из гранул в своих военных и пассажирских

двигателях, а затем — в наземной газотурбинной технике. Это были двигатели Д30 $\Phi$ 6, Д30 $\Phi$ 11, ПС90A и серия ГТУ (рис. 1), позже ПС90A2, ПС90A1, ПС90A-76 и теперь ПД14.

В ВИЛСе, обсуждая перспективы развития стратегических материалов и технологий на период до 2040 г., пришли



Рис. 1. Комплект заготовок дисков из гранул сплава ЭП741НП для двигателя ПС90A

к заключению, что, безусловно, двигательная установка 2040 г. будет создана на базе металлов и сплавов и технологий будущего, которые далеко не исчерпали своего потенциала. Именно в этой области ВИЛС имеет знания и достаточный производственный опыт для реализации стратегических конкурентных технологий и обеспечения конструкторов новыми возможностями при конструировании военной и гражданской техники будущего.

В результате исследований установлено, что основным фактором, определяющим развитие жаропрочных никелевых сплавов в нашей стране и за рубежом, является повышение рабочих температур на выходе из камеры сгорания двигателя, и в связи с этим появление новых тенденций в легировании и технологии производства:

- в легировании это увеличение содержания таких тугоплавких химических элементов, как вольфрам, тантал, ниобий и гафний, а также добавка редких элементов (рения, рутения, осмия), а также повышение содержания кобальта до 20~% и углерода до 0.15~%;
- в технологии изготовления это формирование переменной структуры по сечению заготовок дисков для обеспечения высокой жаропрочности по ободу и высокой прочности в ступице, т.е. получение функционально-градиентных характеристик материала.

На ближайшие десятилетия ведущая роль в дисковых материалах все еще будет оставаться за жаропрочными никелевыми сплавами, которые активно развиваются в последнее время в связи с совершенствованием технологии их производства. К тому же появление новых материалов, например керамических и интерметаллидов, еще больше ускоряет темпы развития и совершенствования жаропрочных сплавов.

Большинство дисков современных ГТД производят и будут производить в ближайшие годы методом металлургии гранул, так как достоинства данной технологии превосходят ее недостатки, а также исключаются все недостатки технологии, включающей в себя литье и обработку давлением. Метод металлургии гранул с его уникальными возможностями по изготовлению деталей сложных форм из самых сложнолегированных сплавов, деталей, близких по форме к окончательному изделию, комбинированных деталей из двух или нескольких сплавов — это та платформа, на которой в ближайшие годы будут развиваться жаропрочные никелевые сплавы для дисков ГТД различного назначения.

Вопрос создания новых гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов и новых технологий изготовления из них заготовок дисков с функционально необходимым комплексом высоких механических свойств в настоящее время является чрезвычайно актуальным. Основные требования к дисковым материалам нового поколения сформулированы в техническом задании ОАО "Авиадвигатель". При этом следует отметить, что диски ТВД ПД14 должны иметь умеренные температуры 650...700 °С. Это важно для гарантированного обеспечения требуемых ресурсов за 10 000 циклов для двигателей гражданского назначения.

При разработке новых сплавов и создании новых технологий, обеспечивающих высокие служебные характеристики, соответствующие условиям эксплуатации, изучали и анализировали всю имеющуюся по этой проблеме информацию, для того чтобы сформулировать и наметить основные направления поиска оптимальной технологии изготовления заготовок дисков ГТД с функционально-градиентными свойствами из современных высокожаропрочных гранулируемых сплавов, необходимыми для создания двигателей перспективных изделий нового поколения.

В результате патентно-технических исследований установлено, что за последние 20 лет было запатентовано 32 состава жаропрочных никелевых сплавов для тяжелонагруженных деталей, таких как диски и валы.

По технологии изготовления заготовок дисков с функционально-градиентными свойствами выявлено 7 технических решений. Найдены новые перспективные разработки (9 патентов) в области термической обработки полуфабрикатов из современных сложнолегированных сплавов, в том числе с переменной структурой.

В результате этого к концу 1990-х гг. в легировании суперсплавов сформировалась тенденция увеличения содержания таких тугоплавких элементов, как вольфрам, тантал, ниобий и гафний, а также добавки рения и иттрия.

Например, фирма General Electric в конце 1990-х гг. получила ряд патентов на жаропрочные никелевые сплавы, основная суть которых заключается в следующем. В хорошо известные жаропрочные сплавы (например, IN100, Waspaloy, Astroloy и др.) для повышения рабочих температур и уменьшения скорости распространения усталостной трещины дополнительно вводили легирующие элементы: 2...5 % Та, 1...5 % Nb, а также W, Hf, Re и Y.

Все указанные сплавы отличаются от исходных повышенным сопротивлением усталости, малой скоростью распространения усталостной трещины, повышенной прочностью при рабочих температурах и высоким сопротивлением ползучести.

Исследования патентов, выданных на химический состав жаропрочных никелевых сплавов с конца 1990-х гг. по настоящее время, показали, что наметившаяся к тому времени тенденция к усложнению их легирования за счет увеличения содержания тугоплавких элементов сохраняется.

Устойчивость данной тенденции в легировании суперсплавов объясняется тем, что обеспечение повышения рабочих температур в двигателе и на сегодняшний день остается основной задачей при создании перспективных жаропрочных никелевых сплавов.

Из многочисленных запатентованных в последнее время составов сплавов наибольший интерес представляет сплав Me3 (Rene l04), разработанный фирмой General Electric и содержащий не более: 23 % Co; 15 % Cr; 3 % W; 5 % Mo; 0,15 % Zr; 5 % Al; 4 % Ta; 3 % Nb; 6 % Ti; 2,5 % Re; 2 % Hf; 2 % V; 2 % Fe; 0,1 % C; 0,045 % B; остальное — Ni.

Сплав Me3 (Rene 104) содержит максимально возможное количество основных легирующих элементов, таких как кобальт, ниобий, титан, при высоком содержании тантала и рения. Можно ожидать, что данный сплав будет обладать очень высоким уровнем жаропрочности и малоцикловой усталости.

Особая роль в составе сплавов за рубежом в настоящее время уделяется такому легирующему тугоплавкому элементу, как тантал, который входит в состав всех новейших зарубежных и отечественных сплавов, созданных для работы при повышенных температурах.

В работах, посвященных роли тантала в жаропрочных никелевых сплавах, указано, что тантал является одновременно упрочнителем  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз.

Подобное влияние тантала на состояние и поведение фаз позволяет повысить высокотемпературный предел прочности, длительную прочность, сопротивление ползучести, снизить скорость роста усталостной трещины. Поэтому, несмотря на дефицит и высокую стоимость тантала, его введение в зарубежные жаропрочные никелевые сплавы считается оправданным.

Отечественные гранулируемые жаропрочные никелевые сплавы разрабатывали для более высоких рабочих температур, в основном для температуры 750 °С. Поэтому степень их легирования по тугоплавким и  $\gamma'$ -образующим элементам достаточно высокая и обычно превышает степень легирования всех известных зарубежных жаропрочных никелевых сплавов, в том числе самых последних композиций.

Примером такого высоколегированного сплава, рассчитанного на высокие рабочие температуры, может служить новый гранулируемый сплав ВВ750П, разработанный ВИЛС, паспортизация которого завершена ФГУП "ВИАМ" в начале 2011 г. (рис. 2). Этот сплав при пределе прочности 1500 МПа обеспечивает 100-часовой предел длительной прочности при 850 °C, равный 400 МПа, что на 50 МПа больше, чем у серийного универсального сплава ЭП741НП. Содержание упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, ответственной за жаропрочность, в сплаве ВВ750П превышает 58 %. Однако тантал из-за его дефицита и высокой стоимости не был использован в системе легирования этого и других отечественных сплавов.

Учитывая высокую эффективность тантала, как легирующего элемента, его введение в состав новых перспективных сплавов можно рассматривать как путь дальнейшего улучшения характеристик отечественных жаропрочных никелевых сплавов.

Начиная с 2000 г., в легировании зарубежных никелевых сплавов используют рений, рутений, осмий и эрбий в целях увеличения жаропрочности, особенно при повышенных



Рис. 2. Заготовки дисков из гранул сплава BB750П, полученные методом прямого горячего изостатического прессования

температурах эксплуатации. Наибольший интерес представляет рений.

Исследования показали, что рений достаточно широко применяют в легировании зарубежных никелевых сплавов для повышения жаропрочности и уменьшения скорости распространения усталостной трещины.

В отечественной практике в  $\Phi$ ГУП "ВИАМ" также накоплен опыт по легированию дисковых жаропрочных никелевых сплавов рением. Кроме того, рений является более широко распространенным элементом, чем другие элементы, перечисленные выше.

Уникальность рения, как легирующего элемента жаропрочных никелевых сплавов, состоит в том, что это единственный элемент, повышающий одновременно сопротивление ползучести и горячей коррозии, а также поддерживающий фазовую стабильность.

Таким образом, рений, наряду с танталом, можно рассматривать как перспективный легирующий элемент для использования в составе гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов, предназначенных для работы в двигателях при высоких рабочих температурах.

Именно поэтому при создании нового высокожаропрочного сплава ВВ753П приняты во внимание все перспективные тенденции в легировании жаропрочных никелевых сплавов, в том числе введение тантала и рения, в количествах, обеспечивающих необходимое соотношение параметров решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз. В качестве исходной композиции для разработки нового сплава был использован химический состав гранулируемого сплава ВВ750П, самого жаропрочного из существующих. На заготовках дисков из сплава ВВ753П запатентованного состава за счет дальнейшего повышения содержания упрочняющей  $\gamma'$ -фазы до 60...62~% предполагается получение комплекса более высоких по сравнению со сплавом ВВ750П гарантируемых характеристик прочности на уровне  $\geq$ 1600 МПа и жаропрочности, в том числе при температуре  $\approx$ 50°C, на уровне  $\approx$ 50...500 МПа.



Рис. 3. Первая опытно-промышленная партия заготовок дисков из гранул сплава BB751П для двигателя ПЛ14

В процессе патентных исследований установлено, что в легировании зарубежных жаропрочных никелевых сплавов в последнее время намечается тенденция к увеличению содержания углерода до значений 0,15 % для повышения прочностных характеристик.

В существующих российских гранулированных жаропрочных никелевых сплавах содержание углерода и ранее было ограничено более высоким значением (0,08 %) по сравнению с 0,05 % в зарубежных сплавах. Более высокое содержание углерода в отечественных сплавах допускается по той причине, что практически все они изначально содержали в своем составе сильный карбидообразующий элемент гафний, стабилизирующий первичные карбиды.

Так как в настоящее время повышение прочностных характеристик является одним из основных требований, предъявляемых к новым жаропрочным никелевым сплавам, предназначенным для перспективных пассажирских машин, то повышение содержания углерода в составе сплава до значений 0.10% и выше рассматривали как один из путей достижения требуемой высокой прочности.

Примером может служить новый высокопрочный сплав ВВ752П, разработанный в ВИЛС в 2009 г., с содержанием углерода 0,07...0,12 %. Сплав создан на основе химического состава высокопрочного сплава ВВ751П, имеющего предел прочности 1600 МПа, предел текучести 1200 МПа, жаропрочность 1110 МПа при 650 °С и применяемого в двигателях ПД14 (рис. 3) и изделие "133" (рис. 4) в Перми и Рыбинске. Использование дополнительного карбидного упрочнения при сохранении содержания  $\gamma'$ -фазы на уровне 55 % позволило увеличить прочность и сопротивление малоцикло-



Рис. 4. Крупногабаритный вал из гранул сплава ВВ751П для изделия "133"

вой усталости сплава ВВ752 $\Pi$  на 50 и 60 М $\Pi$ а соответственно и жаропрочность при 650 °C на 40 М $\Pi$ а по сравнению с исходной композицией, т.е. до уровня 1140...1150 М $\Pi$ а (рис. 5).

Таким образом, наиболее перспективными направлениями в изменении химической композиции жаропрочных никелевых сплавов для дисков и валов ГТД являются:

- введение тантала и рения новых для российских дисковых сплавов легирующих элементов;
  - повышение содержания углерода до 0,12...0,15 %;
  - увеличение содержания кобальта.

Перспективными новыми зарубежными сплавами, предназначенными для работы при повышенных температурах и обладающими высокой трещиностойкостью, являются сплавы:

RR1000, разработанный фирмой Rolls Royce;

LSHR (Low Solvus Hihg Refractory), разработанный NASA;

Alloy 10, разработанный компанией Honeywell Engines and Systems;

ME3 (Rene104), разработанный General Electric Company.

В химическом составе всех сплавов повышенное содержание кобальта (не менее 15 %) и обязательное присутствие тантала в количестве 1...3 %.

Информация о механических свойствах новых сплавов, особенно о жаропрочности, крайне ограничена и не дает реального представления об их возможностях.

Как было установлено, заготовки дисков из этих перспективных сплавов изготовляют в основном по новой технологии, которая позволяет создавать в различных частях диска различную структуру и, соответственно, различный



Рис. 5. Опытные заготовки дисков из гранулированного высокопрочного никелевого сплава ВВ752П

уровень механических свойств, отвечающий реальным условиям работы диска в двигателе. Механические свойства для перспективных сплавов приводятся для различного структурного состояния — для более мелкого и более крупного зерна. Создание переменной по сечению дисков структуры позволяет в определенной мере приблизиться к условиям его эксплуатации.

На каждом следующем этапе развития жаропрочных никелевых сплавов становится все труднее достигать повышения уровня механических свойств путем дальнейшего усложнения легирования, так как приближается допустимый предел по содержанию упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и увеличивается вероятность образования топологически плотноупакованных охрупчивающих фаз.

Однако требования конструкторов постоянно растут, и одновременно расширяется спектр необходимых служебных характеристик. В частности, в настоящее время в качестве одного из основных требований, предъявляемых к сплавам для дисков ГТД, является низкая скорость распространения усталостной трещины. Но получить на одном структурном состоянии одного сплава одновременно высокую жаропрочность, низкую скорость распространения усталостной трещины и максимально возможную высокую прочность невозможно, так как эти свойства обеспечиваются разными состояниями одних и тех же структурных характеристик.

Только путем создания разного структурного состояния по сечению диска из одного и того же материала можно получить разный уровень механических свойств — от максимальной жаропрочности и низкой скорости распространения усталостной трещины в одной зоне до максимальной прочности в другой зоне диска. Это позволит реализовать максимальные возможности новых исследуемых сплавов ВВ752П и ВВ753П.

Известно, что реальные условия эксплуатации различных частей дисков ГТД существенно меняются при переходе от обода к ступичной части. Обод турбинного диска нагревается до более высоких температур, поскольку он расположен ближе к высокотемпературному газовому тракту, а в области ступицы наблюдаются более низкие температуры.

Например, при рабочей температуре на ободе диска, равной 650 °C, температура в ступичной части достигает лишь 400 °С. При этом возникающие по сечению диска радиальные и окружные напряжения также значительно изменяются. В ступице и полотне напряжения высокие, а напряжения, возникающие на ободе, минимальные. Поэтому для приведения уровня механических свойств в различных частях диска в соответствие с условиями эксплуатации необходимо на ободе диска обеспечить максимально возможную жаропрочность и низкую скорость распространения усталостной трещины, а в ступице - максимально возможную прочность и сопротивление малоцикловой усталости (рис. 6).

Этого можно достигнуть, применяя разные сплавы для формирования раз-

личных частей дисков. Однако до сих пор не решена проблема переходной зоны между сплавами. Таким образом, более перспективным является использование одного и того же сплава в различных структурных состояниях.

Существует ряд технических решений, в которых с помощью определенных технологических приемов и приспособлений, а также посредством применения специальных режимов термической обработки решается вопрос зональности в дисках, вопрос формирования переменной по сечению структуры и функционально-градиентных характеристик в них.

Например, вращающуюся капсулу заполняют последовательно гранулами или двух разных фракций, или разных сплавов. Первичное уплотнение достигается за счет центробежной силы. После заполнения капсулы проводят горячее изостатическое прессование (ГИП). Таким образом, формируют две выраженные зоны — крупного и мелкого зерна или из разных сплавов.

Фирма General Electric предлагает другой метод засыпки капсул двумя видами гранул. Гранулы двух сплавов засыпают в разные зоны заготовки, разделенные цилиндрической вставкой, которую удаляют после заполнения капсулы. Этот метод засыпки позволяет получить фиксированную границу между зонами с разными гранулами, без глубокого взаимного проникновения гранул.

Другое техническое решение — двухступенчатое ГИП последовательно заполняемых частей капсулы. Метод заключается в том, что в цилиндрическую капсулу между двумя концентрическими цилиндрами засыпают гранулы и подвергают ГИП при температуре выше температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы — для получения крупнозернистой структуры на ободе диска. Затем капсулу удаляют, а откомпактированный цилиндр заполняют гранулами и вновь подвергают ГИП при температуре ниже температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы — для получения мелкозернистой структуры ступицы и полотна. Этот метод может быть использован и для получения биметаллического диска.

Возможно также формирование переменной структуры в дисках с помощью двухступенчатой пластической деформации. Этот метод включает в себя горячую пластическую де-

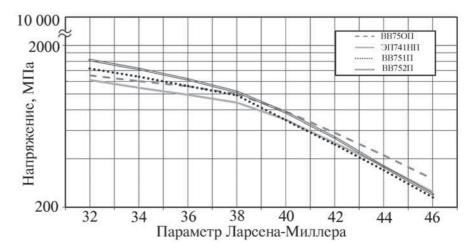


Рис. 6. Кривые длительной прочности перспективных гранулированных жаропрочных никелевых сплавов

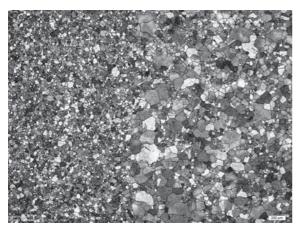


Рис. 7. Микроструктура диска из гранул с функционально-градиентными характеристиками

формацию заготовки и термическую обработку — для выращивания зерна и получения высокой жаропрочности, а затем теплую пластическую деформацию в области ступицы — для формирования мелкого зерна и высоких прочностных характеристик.

Существуют также технические решения по формированию переменной структуры по сечению диска в результате термической обработки.

Практически все методы основаны на том, что нагрев заготовки выше или ниже температуры полного растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы позволяет получить более крупное или более мелкое зерно. Основная суть этих методов — это нагрев разных зон заготовки диска в двухфазной или в однофазной области. Причем поддержание разной температуры в разных частях заготовки в процессе нагрева под закалку осуществляют различными способами. Аппаратура при термической обработке позволяет одновременно обеспечивать необходимые разные скорости охлаждения при закалке — в ступице более высокие, чем на ободе.

Существуют методы, позволяющие проводить процесс термической обработки в стандартном печном оборудовании. При этом для образования термического перехода по сечению заготовки диска перед загрузкой в печь на ступич-

ной части заготовки размещают специальные теплоизолирующие и теплоотводящие приспособления, которые позволяют создавать градиент температуры по сечению.

Однако все способы получения переменной по сечению структуры в процессе термической обработки за счет создания градиента температур имеют один существенный недостаток — это сложность поддержания требуемого температурного градиента во времени, что приводит к низкой воспроизводимости результатов.

Для получения функционально-градиентных свойств, помимо формирования различного размера зерна, требуется получение различного размера упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, более мелкой в ступице для получения высокой прочности и сопротивления малоцикловой усталости и более крупной на ободе для обеспечения высокой жаропрочности.

Таким образом, наиболее рациональной схемой изготовления дисков с переменной структурой и функционально-градиентными характеристиками является схема их производства из гранул одного и того же сплава, но разной крупности. При этом существенно упрощается решение вопросов выбора режимов ГИП и термической обработки, а также границы раздела разных зон диска — с крупным зерном (обод) и мелким зерном (ступица, полотно) (рис. 7).

По техническому заданию ОАО "Авиадвигатель" ВИЛС работает над этой проблемой. Изготовлены и испытаны модельные и экспериментальные образцы таких дисков.

В настоящее время продолжаются испытания опытного полноразмерного диска диаметром около 450 мм, которые будут завершены во II квартале 2013 г.

Есть уверенность, что технологии производства дисков с переменной структурой и функционально-градиентными характеристиками и дисков из сплавов типа ВВ750П и ВВ753П для двигателей беспилотных летающих аппаратов и перспективных авиадвигателей, работающих при температурах 800...850 °C, будут созданы значительно раньше запланированных сроков, т.е. к 2017-2020 гг.

Генрих Саркисович Гарибов, д-р техн. наук, garibov@oaovils.ru; Нина Михайловна Гриц, канд. техн. наук



ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4 Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru** Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.* Сдано в набор 09.11.2012 г. Подписано в печать 20.12.2012 г. Формат 60×88 1/8 Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение". Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.