ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ и производственный ЖУРНАЛ

SALOLOBNIENPHPIE ULONSBOTICLBY в машиностроении

(Кузначно-штамповочное, литейное и другие производства)

апрель 2010 Nº 4

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета: КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора: КЛЕЙЗЕР П.Е. СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. БОГАТОВ А.А. БОКОВ А.А. ГРОМОВ В.Е. ГУН И.Г. ЖЕСТКОВА И.Н. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. KOIJIETIER O.C. 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. TPVXOR A II ШАТУЛЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г. ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: ДЮБКОВА Н.В. СЕРИКОВА Е.А. МАКАРЕНКО Е.Д. СУРОВ И.Е.

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 издательстве.

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



Журнал выходит при содействии:

Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования

и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов;

ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых

в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со

ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

"Машиностроение". "Заготовительные производства в машиностроении".

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

Nº 4 April 2010

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

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

Editorial Assistants: KLEYZER P.E. SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:

BELYAKOV A I BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GROMOV V.E. GUN I.G. ZHESTKOVA I.N. 7ARUBIN A.M. KAPUSTIN A.I. KASATKIN N.I. 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. TRUKHOV A.P. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV V.G. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists: DYUBKOVA N.V. SERIKOVA E.A. MAKARENKO E.D. SUROV I.E.

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, zompost@rambler.ru



CONTENTS

Casting and Welding Productions

Kamenev S.N., Khaydukov V.P. Application of the system of the unpolarized ionic	
radiuses theory of E.V. Prikhodko for prediction of physical and chemical properties of	
melted slag	3
Zinovev Yu.A., Kolpakov A.A., Shvetsov V.D., Belyavsky G.I. Introduction	
alloying addition for steel and iron	8
Ovchinnikov V.V., Novikov O.M., Persidsky A.S., Gureeva M.A., Danilkin S.V. Arc	
welding of aluminum alloys with the periodically changing shielding gaseous	
medium	1

Forging and Stamping Productions

Lukyanov v.P., Matkava i.i., Boyko v.A., Eiknov v.A., Dotsenko D.v.,	
Bezkorovaynov A.G. Stamping of sharply bent laterals made of titanium	
alloy pipe billets	16
Korshunova V.V. Development of methods for design of precision blanks	
for cold rolling of gas turbine engines blades	20
Potapov A.I., Loginov Yu.N., Vichuzhanin D.I. Influence of compactness	
on flow stress of spongy titanium	24
Bogdanov E.F., Cherkasova I.N. Graphs of deformation force upon stamping	
on crank hot-stamping presses	27

Rolling and Drawing Productions

Bykov Yu.A. Structural nanomaterials .

Physical Metallurgy and New Materials

Gladkovsky S.V., Trunina T.A., Kokovikhin E.A., Vichuzhanin D.I., Golubkova I.A.	
Formation of structure and properties of lamellar composite metals	41
Zholdoshov B.M., Muratov V.S., Kenis M.S. Thermocyclic treatment	
of high speed steel R18	45
100 years from birthday of Evgeny Pavlovich Unksov famous scientist	
in the enhere of processing by pressure	10

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

LIPONSBOTCIBY



УДК 669

С.Н. Каменев, В.П. Хайдуков (Липецкий государственный технический университет)

Применение теории системы неполяризованных ионных радиусов Э.В. Приходько для прогнозирования физико-химических свойств шлаковых расплавов

Исследована связь между модельными параметрами теории системы неполяризованных ионных радиусов Э.В. Приходько и физико-химическими свойствами кислородно-конвертерного шлака.

Connection between parameters of the system of unpolarized ionic radiuses theory of E.V. Prikhodko and physical and chemical properties of oxygen-converter slag.

Ключевые слова: шлак; активность; плотность; вязкость; основность; ионные доли.

Keywords: slag; activity; density; ductility; basicity; ionic parts.

Знание физико-химических свойств шлака для кислородно-конвертерного производства с его быстротечностью могло бы существенно помочь в прогнозировании протекания металлургического процесса.

Большое число теорий, связанных с исследованием свойств шлака, указывает на значимость развития этого направления. Различие моделей состоит в том, что они основаны на различных теориях строения шлаковых расплавов. В данной статье для прогноза свойств использована модель, базирующаяся на теории системы неполяризованных ионных радиусов (СНИР) Э.В. Приходько.

Данная модель заключается в том, что для шлакового расплава по уравнениям теории СНИР [1, 2] рассчитываются модельные параметры Δe , ρ , d, $\mathrm{tg}\alpha$ (где Δe — химический эквивалент системы; ρ — показатель стехиометрии, представляющий собой отношение числа атомов катионов к количеству атомов анионов в 100 г вещества; d — межъядерное расстояние; $\mathrm{tg}\alpha$ — параметр, характеризующий химическую индивидуальность элементов). Предлагаемые параметры обеспечивают сведение информации о составе многокомпонентных систем к минимальному числу интегральных параметров, несущих определенную смысловую нагрузку и значительно упрощающих применение современных математических методов для анализа многофакторных металлургических процессов.

После определения модельных параметров для некоторого массива данных проводится их обработка методами математической статистики с целью установить связь и вывести уравнения зависимости свойств шлакового расплава от модельных параметров.

Термодинамические расчеты равновесий для реакций между металлом и шлаком позволяют определить наиболее благоприятные условия для процессов рафинирования металла от нежелательных примесей. Однако для расчетов требуется довольно много информации о составе шлака, его температуре, активности компонентов и т.д.

В качестве объекта исследования использовали опытные данные, характеризующие работу 130-тонных конвертеров Енакиевского металлургического завода. Данные представлены в табл. 1 [3].

Для данного состава шлака согласно теории регулярных ионных растворов были рассчитаны ионные доли катионов (табл. 2).

С помощью пакета статистического анализа выведены следующие регрессионные уравнения:

$$x_{\text{Ca}} = 0.233 \Delta e - 0.396 \rho + 1.578;$$

 $R^2 = 0.98; F = 396.98;$
(1)

$$x_{\text{Fe}} = -0.154\Delta e + 2.781\rho - 2.611;$$
 (2)
 $R^2 = 0.86; F = 35.89;$

		Химичес	кий сост	ав конвер	терного	шлака, %	,		Основность	Mo	дельные	параме	тры
CaO	SiO ₂	Al_2O_3	MgO	MnO	FeO	Fe ₂ O ₃	S	P_2O_5	шлака	Δe	ρ	d	tgα
15	23	1,37	5,42	24,5	25,7	4,72	0,21	1,18	0,65	4,61	0,78	3,63	0,10
38	26,2	1	1,2	18,9	9,87	3,8	0,19	1,35	1,45	3,69	0,77	3,41	0,11
51	17	0,8	1,6	9,3	13,87	6,2	0,21	0,87	3,00	3,07	0,83	3,28	0,12
28,5	26,8	1,05	2	22	16	2,97	0,24	1,09	1,06	4,11	0,77	3,51	0,10
39,5	23,7	1,9	3	13,9	14	4,49	0,17	0,94	1,67	3,54	0,78	3,38	0,12
48,5	16,2	1	1,8	7,13	20,5	5,8	0,305	0,53	2,99	3,17	0,84	3,30	0,12
30,6	31,2	1,28	2,02	26,8	5,64	2,18	0,19	0,2	0,98	4,06	0,74	3,50	0,11
39,2	29,2	1,8	2,4	20,2	5,52	1,71	0,18	0,65	1,34	3,6	0,76	3,38	0,11
52,7	19	1,42	3,03	10,7	7,7	4,73	0,31	1,0	2,77	2,90	0,82	3,32	0,11
30,1	25,2	1,6	1,1	22,4	13,45	1,25	0,14	0,45	1,19	4,02	0,77	3,50	0,11
34,6	24	2,1	3,87	14,47	14,9	2,54	0,11	0,98	1,44	3,67	0,78	3,40	0,11
56,9	16	0,76	0,6	9,94	5,26	3,87	0,11	1,21	3,56	2,60	0,841	3,15	0,12
30,1	25,2	1,6	1,1	22,4	13,45	1,25	0,14	0,45	1,19	4,01	0,776	3,50	0,11
39,1	24,9	1,39	0,9	18,3	10,56	4,16	0,15	1,02	1,57	3,65	0,781	3,41	0,11

1,29

3,13

1. Химический состав конвертерного шлака и рассчитанные модельные параметры

$$x_{\text{Mn}} = -0.054\Delta e - 0.920\rho + 0.685;$$

 $R^2 = 0.88; F = 46.23;$
(3)

10,6

11,2

7,23

0,15

1,32

1,46

$$x_{\text{Mg}} = -0.032 \Delta e + 0.337 \rho - 0.350;$$

 $R^2 = 0.29; F = 2.41;$
(4)

$$x_{\text{Si}} = 0.007 \Delta e - 1.842 \rho + 1.724;$$
 (5)
 $R^2 = 0.99$: $F = 434.68$:

2. Ионные доли катионов шлакового расплава

16,08

50,3

x_{Ca}	$x_{\rm Fe}$	x_{Mn}	$x_{ m Mg}$	$x_{\rm Si}$	$x_{\rm P}$
0,168	0,279	0,217	0,085	0,241	0,010
0,414	0,127	0,162	0,018	0,266	0,012
0,540	0,183	0,078	0,024	0,168	0,008
0,316	0,173	0,193	0,031	0,278	0,010
0,424	0,168	0,118	0,045	0,238	0,008
0,515	0,234	0,060	0,027	0,160	0,005
0,338	0,074	0,234	0,031	0,322	0,002
0,424	0,066	0,173	0,036	0,295	0,006
0,556	0,115	0,089	0,045	0,187	0,009
0,354	0,139	0,208	0,018	0,277	0,004
0,389	0,160	0,128	0,061	0,252	0,009
0,635	0,091	0,087	0,009	0,167	0,011
0,354	0,139	0,208	0,018	0,277	0,004
0,428	0,138	0,158	0,014	0,254	0,009
0,542	0,176	0,090	0,020	0,162	0,011

$$x_{\rm P} = -0.0004\Delta e + 0.041\rho - 0.026;$$

 $R^2 = 0.13; F = 0.88,$
(6)

0,832

3,29

0,12

где R^2 — коэффициент корреляции; F — коэффициент Фишера.

3,07

Для определения активности компонентов используются уравнения теории регулярных ионных растворов:

$$lg\gamma_{Fe} = \frac{1000}{T} [2,18x_{Mn}x_{Si} + + 5,90(x_{Ca} + x_{Mg})x_{Si} + 10,50x_{Ca}x_{P}];$$
 (7)

$$\lg \gamma_{Mn} = \lg \gamma_{Fe} - \frac{2180}{T} x_{Si}; \qquad (8)$$

$$\lg \gamma_{\rm Mg} = -\frac{5900}{T} (x_{\rm Fe} + x_{\rm Mn} + x_{\rm Si}) x_{\rm Si};$$
 (9)

$$\lg \gamma_{\rm P} = \lg \gamma_{\rm Fe} - \frac{10500}{T} x_{\rm Ca}$$
. (10)

Полученные уравнения регрессии позволяют определить коэффициенты активности катионов и, следовательно, активности самих компонентов. По активности компонентов можно определить содержание [Mn], [Si], [P] в системе металл—шлак. Зная значения [S] и [O] в металле, можно рассчитать коэффициент распределения серы.

Выведем зависимость активности железа от модельных параметров.

При расчете активности железа в шлаке по методикам В.А. Кожеурова и А.Г. Пономаренко [4] для данного химического состава шлака получили следующие значения:

$a_{ m (FeO)}$ по методике:														
В.А. Кожеурова	0,53	0,32	0,38	0,43	0,43	0,50	0,18	0,19	0,24	0,39	0,46	0,17	0,39	0,34
А.Г. Пономаренко	0,44	0,26	0,42	0,32	0,36	0,52	0,14	0,15	0,29	0,28	0,34	0,24	0,28	0,28

Согласно коэффициентам корреляции целесообразно вывести уравнение зависимости

$$a_{(\text{FeO})} = f(B, \Delta e, \rho),$$

где B — основность шлака; Δe , ρ — модельные параметры теории СНИР для данного состава шлака.

В результате получаем уравнение регрессии: по В.А. Кожеурову:

$$a_{\text{(FeO)}} = -0.256B - 0.028\Delta e + 7.946\rho - 5.580;$$

 $R^2 = 0.704; F = 8.745;$
(11)

по А.Г. Пономаренко:

$$a_{\text{(FeO)}} = -0.094B - 0.112\Delta e + 6.373p - 4.969;$$

 $R^2 = 0.790; F = 13.769.$ (12)

Важным свойством шлака является также его плотность. В работе [5] выведена зависимость плотности шлака ρ , г/см³, от его химического состава:

$$\begin{split} \rho = & \{ [0.45(\text{SiO}_2) + 0.285(\text{CaO}) + \\ & + 0.477(\text{Al}_2\text{O}_3) + 0.283(\text{MgO})] \cdot 0.01 \}^{-1} \,. \end{split}$$

За основу этой зависимости авторы взяли формулу Хуггинса:

$$\rho^{-1} = V = \sum_{i=1}^{n} \frac{m_i g_i}{M_i} C_i,$$

где V— удельный объем расплава; m_i — стехиометрический коэффициент в формуле оксида $\mathrm{Me}_m\mathrm{O}_n$; g_i , M_i — массовый процент и молекулярная масса компонента; C_i — объемная константа данного компонента в расплаве.

Используя данные табл. 1, рассчитаем плотность данного шлака. Для этого пересчитаем содержание основных оксидов на 100 % (табл. 3).

Получили регрессионное уравнение:

$$\zeta = 0.058B + 0.116\Delta e + 1.018\rho + 2.372;$$

 $R^2 = 0.99; F = 387.513.$ (13)

Для определения модельных параметров Δe и ρ выведем уравнения зависимости компонентов шлака от данных модельных параметров:

(CaO) =
$$22,083\Delta e - 27,149\rho + 139,766$$
;
 $R^2 = 0.985$; $F = 388,741$; (14)

3. Содержание основных оксидов конвертерного шлака на 100 % и плотность шлака ζ по ходу плавки

CaO	SiO ₂	Al_2O_3	MgO	CaO+SiO ₂	Al ₂ O ₃ +MgO	ζ, r/cm ³
33,49	51,35	3,06	12,10	84,84	15,16	2,66
57,23	39,46	1,51	1,81	96,69	3,31	2,83
72,44	24,15	1,14	2,27	96,59	3,41	3,05
48,84	45,93	1,80	3,43	94,77	5,23	2,74
58,00	34,80	2,79	4,41	92,80	7,20	2,87
71,85	24,00	1,48	2,67	95,85	4,15	3,05
47,00	47,93	1,97	3,10	94,93	5,07	2,71
53,99	40,22	2,48	3,31	94,21	5,79	2,80
69,21	24,95	1,86	3,98	94,16	5,84	3,03
51,90	43,45	2,76	1,90	95,34	4,66	2,76
53,59	37,17	3,25	5,99	90,75	9,25	2,83
76,62	21,55	1,02	0,81	98,17	1,83	3,10
51,90	43,45	2,76	1,90	95,34	4,66	2,76
58,98	37,56	2,10	1,36	96,55	3,45	2,84
72,73	23,25	2,11	1,91	95,98	4,02	3,05

Номер	Температура				Содержа	ание, %				
пробы	металла в момент отбора пробы, °С	SiO_2	CaO	Al_2O_3	MgO	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	P_2O_5	Основность В
1	1435	31,05	32,85	0,69	1,8	7,1	1,1	24,5	0,16	1,06
2	1460	30,61	35,33	0,82	2,2	6,83	2,42	20,68	0,21	1,15
3	1480	29,25	39,75	0,98	2,34	6,52	2,34	17,84	0,39	1,36
4	1480	26,63	40,5	1	2,8	8,2	3,8	15,2	0,26	1,52
5	1540	23,25	46,1	0,84	3,32	7,65	4,94	12,58	0,28	1,98
6	1620	16,5	50,75	0,84	3,6	12,3	5,7	9	0,22	3,08

4. Химический состав исследуемого шлака

$$(SiO_2) = 1,527\Delta e - 181,564\rho + 172,676;$$

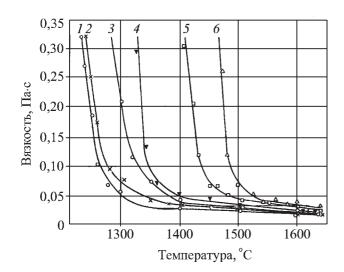
 $R^2 = 0.989; F = 576.316.$ (15)

Вязкость кислородно-конвертерного шлака является одним из главных физико-химических свойств, так как рафинирование металла и условия службы футеровки, а также ход конвертерной плавки в большей степени зависят от шлака.

За объект исследования был взят шлак, полученный в промышленном 50-тонном конвертере Криворожского металлургического завода. На опытных плавках получали малоуглеродистую сталь (0,12... 0,15 % С). Метод отбора проб описан в работе П.П. Арсентьева, А.Д. Леонова (Вязкость кислородно-конвертерных шлаков // Бюл. ин-та Чермет и информация. 1968. № 17. С. 45).

Полученные значения вязкости шлака, химический состав которого приведен в табл. 4 для одной из плавок, обобщены в виде политерм на рисунке.

Политермы вязкости шлаков, соответствующие различным периодам плавки, имеют примерно оди-



Политермы вязкости конвертерных шлаков:

1-6 — номер пробы шлака

наковый характер. При определенной температуре, которая соответствует началу затвердевания, вязкость резко возрастает, что обусловлено выпадением из расплава дисперсной кристаллической фазы. Наиболее существенно изменяется вязкость конечных шлаков с повышенной основностью; более плавно — шлаков, образующихся в начале продувки и содержащих значительное количество кремнезема.

Зависимость вязкости шлака от температуры описывается экспоненциальным уравнением:

$$\eta = \eta_0 e^{-\frac{E}{RT}},\tag{16}$$

где η_0 — предэкспоненциальный множитель; E — энергия активации вязкого течения, кДж/моль; R — газовая постоянная, R = 8,314 Дж/(моль·К); T — абсолютная температура, K.

Значения модельных параметров теории СНИР [1] для исследуемого шлака приведены в табл. 5.

С помощью статистического анализа определим регрессионное уравнение зависимости энергии активации вязкого течения от модельных параметров:

$$E = 2,960\Delta e - 57,506\rho - 68,916d + 266,410;$$

 $R^2 = 0,981; F = 34,272.$ (17)

Энергия активации вязкого течения зависит от состава шлака и в первую очередь от его основности. С повышением основности энергия активации возрастает, причем наиболее заметно при $B \approx 1,6...1,9$. Поэтому в уравнение зависимости модельных параметров теории СНИР и E целесообразно ввести основность шлака:

$$E = 2,320\Delta e + 465,923p - 78,960d - 24,590B - 77,367;$$
 (18)
 $R^2 = 0.998; F = 134,829.$

II	$E, \frac{\kappa Дж}{\kappa (3\pi)}$	O P	Модельные параметры					
Номер пробы	моль (моль)	Основность В	Δe	ρ	d	tgα		
1	63,2 (15,1)	1,06	-2,792	0,76	2,9	0,11		
2	72,4 (17,3)	1,15	-2,608	0,76	2,85	0,12		
3	82,5 (19,7)	1,36	-3,44	0,77	2,79	0,12		
4	101,7 (24,3)	1,52	-2,256	0,78	2,78	0,12		
5	116,4 (27,8)	1,98	-1,942	0,8	2,71	0,13		
6	118,9 (28,4)	3,08	-1,668	0,85	2,67	0,13		

5. Значения модельных параметров теории СНИР [1] для исследуемого шлака

Дополнительно проведем статистический анализ зависимости некоторых компонентов шлака от модельных параметров:

CaO =
$$-77,463\rho + 256,486$$
;
 $R^2 = 0.985$: $F = 260.359$: (19)

$$SiO_2 = 60,396d - 141,888;$$

 $R^2 = 0.854; F = 23,338;$
(20)

Fe₂O₃ = 2,291
$$\Delta e$$
 + 8,999;
 R^2 = 0,701; F = 9,381.

Вывод

Получены линейные уравнения зависимости модельных параметров теории СНИР и физико-химических свойств металлургического шлака. Данные уравнения позволяют с достаточной точностью и минимальными исходными данными достаточно быстро и легко рассчитать значимые характеристики для дальнейшего прогнозирования протекания металлургического процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Приходько Э.В.** Система неполяризованных ионных радиусов и ее использование для анализа электронного строения веществ. Киев: Наук. думка, 1973.
- 2. **Приходько Э.В.** Металлохимия многокомпонентных систем. М.: Металлургия, 1995.
- 3. **Приходько** Э.В. Физико-химическое моделирование процессов распределения серы и фосфора в системе металл—шлак по ходу конвертерной плавки // Металлургия и коксохимия. 1979. № 12. С. 48–55.
- 4. **Казачков Е.А.** Расчеты по теории металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988. С. 154—160.
- 5. **Бяло В.Д., Гладких В.Н.** К оценке плотности шлаковых расплавов // Изв. вузов. Черная металлургия. 1993. № 4. С. 1–3.

Сергей Николаевич Каменев, аспирант, redbrick01@yandex.ru; Владислав Павлович Хайдуков. д-р техн. наук



ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИЕ СВЯЗУЮЩИЕ И СМЕСИ ДЛЯ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ И ФОРМ: справочник

С.С. Жуковский

2010. 256 с.: ил.

ISBN 978-5-94275-499-0

Цена 500 р.

Приведены номенклатура холоднотвердеющих связующих и смесей (XTC) для изготовления стержней и форм, а также их производители в промышленно развитых странах и России. Представлены составы, анализ химических и технологических характеристик XTC и связующих, методики исследовательских и производственных испытаний, методы управления свойствами. Описаны вспомогательные материалы для новых процессов: разделительные покрытия, средства очистки оснастки, клеи.

Рассмотрены вопросы, связанные с внедрением XTC на стадии предварительной проработки и промышленного освоения: характеристики и правила применения противопригарных покрытий, технологические параметры изготовления стержней и форм, регенерация смесей, техника безопасности и экологические характеристики. Приведены примеры расчетов экономической эффективности для конкретных производств.

Для специалистов литейного производства, может быть полезен преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы: по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4. Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.74.669

Ю.А. Зиновьев, А.А. Колпаков*, В.Д. Швецов, Г.И. Белявский (Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, *ОАО "ГАЗ")

Внедрение легирующей добавки для стали и чугуна

Приведены результаты исследования новой легирующей добавки, содержащей кальций и серу для стали, улучшающей ее обрабатываемость, и чугуна в целях повышения твердости и глубины поверхностного отбеленного слоя.

The study results of the new alloying addition with Ca and S for steel improves its workability and iron in order to increase the hardness and the depth of the surface chilled layer are resulted.

Ключевые слова: легирование; механические свойства; обрабатываемость резанием; износостойкость.

Keywords: alloying; mechanical properties; machinability; wear resistance.

Существуют стали с улучшенной обрабатываемостью резанием, характеризующиеся высоким содержанием серы. Совместный ввод в сталь серы и кальция позволяет дополнительно повысить скорость резания на 30...50 % и в 2—3 раза увеличить стойкость режущего инструмента. При этом кальций в составе легирующей смеси нейтрализует неблагоприятное влияние серы на конструктивную прочность металла.

Чугуны с повышенным содержанием серы характеризуются улучшенной обрабатываемостью резанием, повышенными антифрикционными и противозадирными свойствами. Наличие серы как примеси способствует улучшению качества отбела, что повышает износостойкость чугунных изделий.

Получение стали и чугуна с повышенным содержанием серы достигается присадками в расплавы чистой серы, сернистого колчедана либо сернистого железа.

Для всех этих веществ характерны дефицитность и сравнительно высокая стоимость. Кроме того, введение в расплавленный металл чистой серы и сернистого колчедана сопровождается выделением газов, резко ухудшающих санитарно-гигиенические условия производства.

В качестве кальцийсодержащей добавки используют дорогостоящий силикокальций, но увеличение содержания кремния ухудшает обрабатываемость резанием. Следовательно, использование силикокальция для легирования стали ограничено пределами, допустимыми содержанием в ней кремния.

Поэтому в настоящее время стоит вопрос об использовании более дешевых и экологически чистых серосодержащих веществ, например отходов промышленности, что, в свою очередь, позволит решить проблему их утилизации.

В лесохимической промышленности при производстве уксусной кислоты получаются отходы в виде

твердого остатка под названием "окшара". Это вещество представляет собой порошок серого цвета с насыпной массой 1,0...1,3 г/мл при массовой доле основного вещества $CaSO_4-80$ %, влаги -10%, углеродосодержащего вещества -10%.

Поступающая с отвалов окшара нуждается в сушке для удаления влаги и летучих веществ. Введение в чугун 0,1 % непрокаленной окшары дает увеличение содержания серы на 0,01 %, а прокаленной — на 0,015 %, в сталь на 0,02 %.

Химический состав окшары до и после просушки приведен в табл. 1. Оптимальной по процентному содержанию серы и кальция от массы просушенного вещества является прокалка окшары при 500 °C в течение 1 ч.

В литейной лаборатории Автомобильного завода ОАО "ГАЗ" были проведены опытные плавки для выявления влияния ввода окшары на механические свойства стали. Лабораторные плавки выполняли в индукционных печах емкостью 160 кг с основной футеровкой. Заливку металла проводили в песчано-глинистые клиновидные формы. В качестве шихтовых материалов применяли отходы стали марки 45X.

Окшару вводили в расплавленный металл с помощью бумажных пакетов. Часть металла в каждой плавке заливали в формы до введения окшары.

В табл. 2 приведены результаты исследования опытных лабораторных плавок.

Присадка окшары является эффективным способом легирования стали серой, однако наблюдаемое при этом повышение механических свойств косвенно свидетельствует о легировании металла кальцием.

При вводе окшары в сталь в количестве 0,1...0,2% предел прочности возрастает на 30...50 МПа, ударная вязкость — на 0,04...0,05 МДж/м 2 . При увеличении ввода окшары до 0,3% и более рост прочностных

Температура сушки, °С	S	Ca	CaSO ₄ (по S)	С	SiO ₂	Влага
В состоянии поставки	20,6	21,5	87,5	7,5	0,9	8,4
100	20,6	22,0	86,5	8,5	0,6	7,9
300	21,1	25,5	88,6	8,5	1,3	0,7
500	22,7	28,1	95,3	6,7	0,98	0,6
700	21,8	28,7	91,1	7,3	1,68	0,2

83,6

74,8

1. Химический состав, % мас., окшары до просушки и после просушки

Примечание. Время сушки 1 ч.

19,9

17,8

900

1000

2. Результаты исследования опытных лабораторных плавок

26,2

33,3

Номер	Количество		Соде	ержание эл	іементов,	% мас.		Предел	Ударная
плавки	присадок, %	С	Si	Mn	Cr	P	S	прочности, МПа	вязкость, МДж/м ²
	0,1	0,39	0,3	0,6	0,9	0,029	0,039	754	0,31
1	0,2	0,39	0,3	0,6	0,9	0,029	0,055	732	0,34
1	0,3	0,39	0,3	0,6	0,9	0,029	0,075	697	0,25
	_	0,39	0,3	0,6	0,9	0,029	0,025	700	0,30
2	0,1	0,52	0,3	0,7	0,9	0,029	0,039	660	0,25
2	_	0,52	0,3	0,7	0,9	0,029	0,025	630	0,20
2	0,2	0,47	0,3	0,6	0,9	0,03	0,054	720	0,29
3	_	0,47	0,3	0,6	0,9	0,03	0,024	690	0,24

свойств сначала прекращается, а затем они начинают снижаться.

В лабораторных и цеховых условиях проводили также опробывание окшары как кальцийсеросодержащей присадки в опытных плавках чугуна.

Лабораторные плавки проводили в индукционных печах емкостью 160 кг с кислой футеровкой. Металл заливали в песчано-глинистые формы. В качестве шихты использовали передельные чугуны марок М-1 и М-3. Окшару вводили в расплавленный чугун с помощью бумажных пакетов. Часть металла в каждой плавке заливали в формы до введения окшары.

Сравнительный анализ количества усвоенной жидким чугуном серы из введенных одинаковых количеств "окшары" и сульфида железа показывает, что усвоение находится на одном уровне.

Влияние окшары на механические свойства чугуна показано в табл. 3.

При увеличении количества введенной окшары до 0,4...0,6% от массы жидкого металла, в зависимости от химического состава, механические свойства возрастают, увеличивается количество перлита и его дисперсность, а пластины графита уменьшаются и становятся более округлые. При увеличении количества ок-

шары до 0,6...0,8 % механические свойства чугуна не изменяются по сравнению с контрольным образцом. При дальнейшем увеличении ввода окшары механические свойства чугуна начинают снижаться и увеличивается количество карбидов в структуре.

11,5

2,0

1,58

0,9

0,2

0,1

При вводе сульфида железа механические свойства начинают уменьшаться уже при 0,4 % от массы жидкого металла. Поэтому окшара единственный материал, который дает возможность повысить содержание серы в чугуне, не понизив его механических свойств.

Для начала выпуска малых серий автомобиля с новым двигателем с форкамерно-факельным зажиганием в условиях литейной мастерской ГАЗа отрабатывалась технология получения литых заготовок распределительных валов с отбелом кулачков. Для получения качественного отбела кулачков повысили содержание серы до 0,12 %. Повышение сначала производили за счет ввода сульфида железа, твердость отбеленного слоя и его глубина стали выше, но не полностью соответствовали требованиям чертежа. В отбеленном слое были включения графита.

Применение окшары в тех же количествах, что и сульфида железа, позволило получить лучшие результаты как по твердости, так и по глубине отбела кулач-

Номер	Количество		Сод	ержание эл	ементов, %	мас.		- МПо	ш
плавки	добавок, %	С	Si	Mn	Cr	P	S	σ изг, МПа	НВ
,	_	3,45	2,10	0,82	0,21	0,08	0,029	517	2170
1	0,2	3,40	2,07	0,85	0,21	0,08	0,058	565	2290
	_	3,35	2,25	0,84	0,23	0,185	0,041	517	2350
2	0,3 FeS	3,39	2,24	0,80	0,21	0,177	0,072	550	2290
	0,3 окшары	3,32	2,28	0,80	0,19	0,164	0,091	606	2290
	_	3,43	2,29	0,9	0,13	0,18	0,035	475	2170
3	0,4 FeS	3,40	2,19	0,87	0,13	0,19	0,095	471	2170
	0,4 окшары	3,45	2,14	0,88	0,13	0,19	0,105	510	2120
	_	3,26	1,73	0,78	0,08	0,8	0,045	480	2290
4	0,6 FeS	3,27	1,77	0,76	0,08	0,32	0,101	440	2070
	0,6 окшары	3,24	1,78	0,76	0,08	0,335	0,121	480	2170
	_	3,20	1,87	0,84	0,08	0,33	0,041	510	2410
5	0,8 FeS	3,23	1,73	0,73	0,08	0,328	0,148	455	2170

0,73

0,08

0,321

3. Влияние окшары на механические свойства чугуна

ков. Окшара была внедрена в литейном цехе ГАЗа при получении чугунных распредвалов автомобилей с отбеленными носиками кулачков.

3,24

1,73

0,8 окшары

Повышение содержания серы в чугуне для отливки распредвалов за счет ввода окшары исключает возникновение в отбеленном слое носиков кулачков выделений графита в виде "усов" и "точек". Кроме того, увеличивается глубина отбела и твердость носиков кулачков распредвалов, отлитых из серого чугуна с холодильниками и делает технологию их получения более стабильной.

Повышение механических свойств сплавов с помощью малых добавок окшары объясняется действием кальция, который округляет неметаллические включения в стали и пластины графита в чугуне.

Отсутствие кремния в окшаре дает возможность повышать содержание серы в сталях, что еще улучшает обрабатываемость сплавов и расширяет границы применения сталей.

В больших количествах окшара может применяться как карбидостабилизатор для повышения глубины отбеленного слоя в половинчатых чугунах, в частности, при производстве валков для прокатных станов, распредвалов, лемехов и при получении белого чугуна для отжига на ковкий.

0,169

485

2170

Экономический эффект от применения окшары при литье распредвалов в народном хозяйстве составил несколько миллионов рублей за счет увеличения их износостойкости и долговечности, а от применения окшары в производстве сталей улучшенной обрабатываемости резанием составил несколько миллионов рублей.

Юрий Александрович Зиновьев, канд. техн. наук, nok@nntu.nnov.ru;

Алексей Александрович Колпаков, канд. техн. наук; Владимир Дмитриевич Швецов, канд. техн. наук; Георгий Иванович Белявский, канд. техн. наук



УДК 621.791

В.В. Овчинников, О.М. Новиков, А.С. Персидский, М.А. Гуреева*, С.В. Данилкин (Московский государственный индустриальный университет, *ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", Москва)

Дуговая сварка алюминиевых сплавов с периодически изменяющейся защитной газовой средой

Приведены результаты влияния периодического изменения состава защитной газовой среды на энергетические параметры и сечение столба дуги в защитном газе. Показано, что при периодическом изменении состава защитного газа с гелия на аргон происходит циклическое кратковременное увеличение давления сварочной дуги, а также повышается значение сварочного тока. Периодическое изменение состава защитной газовой среды в зоне дуги способствует измельчению структуры шва и повышению стойкости алюминиевых сплавов против образования кристаллизационных трещин.

The results of the influence of alternation in the composition of gas shield in the energy parameters and the section of arc stream in the shielding gas are given. It is shown that alternation in the composition of shielding gas from helium to argon occurs cyclic short-term increase in the pressure of welding arc, and also the splash of the value of welding current is observed. Alternation of the composition of shielding gaseous medium in the zone of arc contributes to the refinement of the structure of seam and to increase in the resistance of aluminum alloys to the formation of crystallization cracks.

Ключевые слова: дуговая сварка неплавящимся электродом; защитная среда; аргон; гелий; периодическое изменение состава газовой среды; структура шва; измельчение структуры; стойкость против кристаллизационных трещин.

Keywords: arc welding by the nonfusible electrode; protective medium; argon; helium; alternation in the composition of gaseous medium; structure of seam; refinement of the structure; resistance to crystallization cracks.

Введение. Алюминиевые сплавы находят все более широкое применение в автомобилестроении, вагоностроении, помимо их применения в самолетостроении и ракетостроении. В последнее десятилетие разрабатываются новые высокопрочные алюминиевые сплавы сложного состава легирования (1424, В-1461, В-1469, В-1963 и др.). Усложнение химического состава и системы легирования алюминиевых сплавов сопровождается снижением их свариваемости и повышением склонности к образованию трещин в процессе сварки.

Для повышения показателей свариваемости новых перспективных алюминиевых сплавов применяются специальные технологические меры: импульсная сварка, сварка разнополярными импульсами тока, сварка вращающимся электродом, сварка с наложением на дугу модулированных импульсов тока [1].

Отмеченные выше технологические меры, с одной стороны, способствуют повышению свариваемости высокопрочных алюминиевых сплавов, а с другой — существенно усложняют оборудование для дуговой сварки алюминиевых сплавов.

Для улучшения свариваемости высокопрочных алюминиевых сплавов перспективным является способ электродуговой сварки с попеременной подачей двух защитных газов.

Цель исследования — анализ факторов, определяющих влияние попеременной подачи двух защитных

газов на геометрические параметры швов и уровень механических свойств сварных соединений. Для этого были выполнены работы по осциллографированию электрических параметров дуги, видеосъемке и металлографическому исследованию.

Методика проведения экспериментов. Для проведения экспериментов использовали следующее оборудование: сварочный выпрямитель ВСВУ-315, устройство попеременной подачи защитных газов ИПГ-2, блок автоматического поддержания заданной длины дуги, реверсивный электромеханический привод вертикального перемещения сварочной горелки, регуляторы расхода защитных газов АР-40 для аргона и Г-70 для гелия, цифровой регистратор параметров сварки AWR-224-M, разработанный лабораторией микропроцессорной электроники МГТУ им. Н.Э. Баумана. Для съемки дуги применяли видеокамеру WATEK-231D (Япония). Для защиты линзы объектива использовали сварочный светофильтр СЭ-100. Схема поста для проведения экспериментов показана на рис. 1.

Для исследования процесса сварки использовали образцы из сплавов 1420 и 1201 в виде пластин толщиной 3 мм размером 100×300 мм. Из указанных сплавов были изготовлены образцы пробы "рыбий скелет" для определения влияния исследуемого способа сварки на стойкость против образования трещин.

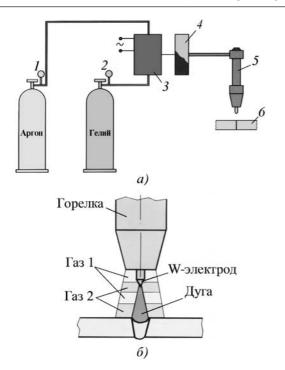


Рис. 1. Схема поста для сварки с попеременной подачей двух защитных газов (a) и модель формирования защитной атмосферы в зоне дуги (δ):

1, 2 — газовые редукторы аргона и гелия; 3 — блок управления; 4 — газовый клапан; 5 — горелка; 6 — детали (образцы)

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1, а механические свойства — в табл. 2.

Прочность сварных соединений определяли на плоских образцах с шириной в рабочей части 10 мм и толщиной 3 мм по ГОСТ 6996—66. Испытания образцов проводили на стенде "ИНСТРОН ТТ-ДМ" в следующем режиме: нагрузка 50 кН; скорость траверсы 0,1 см/с; скорость ленты на самописце 10 см/м. Результаты были представлены в виде записанных в процессе испытаний диаграмм растяжения. При сварке образцов для механических испытаний для сплава 1420 применяли присадочную проволоку СвАМг63, а для сплава 1201 — проволоку Св1201.

Испытания на изгиб осуществляли на плоских образцах сварных соединений толщиной 3 мм, размерами 10×90 мм.

Скорость развития трещины усталости сварных образцов определяли в соответствии с OCT 192127—90.

2. Механические свойства листов исследуемых сплавов в искусственно состаренном состоянии при 20 °C

Марка сплава	Предел прочности $\sigma_{_{\rm B}}$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ, %
1420	445	240	11
1201	425	340	10

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 оптического металлографического микроскопа фирмы Carl Zeise. Съемку микроструктуры осуществляли специальной видеокамерой, 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 фазового анализа марки фирмы Carl Zeise.

Результаты исследований и их обсуждение. Проведены две серии экспериментов:

- в первой серии при постоянных значениях сварочного тока 105 A, установочного (опорного) напряжения дуги 11 B, расхода аргона 5 л/мин и частоте подачи каждого газа 70 имп/мин изменяли расход гелия от 2,4 до 6 л/мин;
- во второй серии при установочном токе 105 A, частоте подачи аргона и гелия 70 имп/мин, расходе аргона и гелия 5 л/мин изменяли опорное напряжение дуги: 11; 13 и 15 В.

Время полного цикла подачи газов $t_n = t_{Ar} + t_{He} = 0,86$ с, где $t_{Ar} = t_{He} = 0,43$ с — время подачи аргона и гелия.

Общим моментом для осциллограмм первой серии экспериментов является незначительное увеличение

1. Химический состав сплавов 1420 и 1201

		Содержание элементов, % мас.					Прочие примеси		
Марка сплава	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Li	Mn	Ni	(сумма), % мас., не более
1420	5,25	0,05	0,10	0,20	0,15	1,95	0,08	0,10	0,15
1201	0,02	6,3	0,18	0,30	0,2	_	0,32	_	0,20

напряжения дуги на 0,5...1,0 В в полуцикле подачи гелия и снижение напряжения дуги также на 0,5...1,0 В в полуцикле подачи аргона. При этом абсолютные значения напряжения дуги при изменении расхода гелия от 2 до 6 л/мин изменяются в интервале 1...2 В. Разница напряжений дуги в пределах полного цикла подачи газов составляет 5,0...5,5 В.

На осциллограммах тока (рис. 2) видны отдельные пики, которые в момент перехода с гелия на аргон превышают на 8...10 % установочную величину (104... 105 A), а при переходе с аргона на гелий пик тока на 15...16 % ниже его установочного значения. Абсолютная разница максимального и минимального значений тока в зависимости от расхода гелия (2... 6 л/мин) составляет 18...23 A.

Видеосъемка показала, что длина и диаметр дуги при переходе с аргона на гелий уменьшаются. Длительность пиков тока составляет $(1...2) \cdot 10^{-6}$ с. Плотность тока j в поперечном сечении столба дуги на расстоянии 1 мм от поверхности изделия для дуги, горящей в гелии, в 3 раза выше, чем для дуги, горящей в аргоне. Замеры выполнены по фотографиям видеосъемки (рис. 3). Эти данные подтвер-

ждают выводы Г.И. Лескова о том, что "главной величиной, определяющей величину плотности тока, является потенциал ионизации дугового газа" [2]. Поскольку давление дуги изменяется пропорционально квадрату плотности тока j^2 , применительно к конкретным режимам сварки, на которых выполняли сварку образцов, это давление за время $(1...2)\cdot 10^{-2}$ с изменяется в 9 раз.

Однако возникновение пиков тока не может быть объяснено только более высоким потенциалом ионизации гелия. Необходимо учитывать факт изменения степени ионизации аргона и гелия, связанный с повышением температуры столба и повышением его проводимости.

Степень ионизации газа α определяется формулой [2]:

$$\alpha = 0.18 p^{0.5} T^{1.25} g \exp(-(5800 U_i)/T),$$

где p — давление газа; T — температура; g — статистический вес атомов газа; U_i — потенциал ионизации газа.

Видно, что для дуги в аргоне, имеющей температуру, вычисленную по уравнению

$$T_{\text{Ar}} = 800U_i^{\text{Ar}} = 800 \cdot 15,7 = 12560 \text{ K},$$

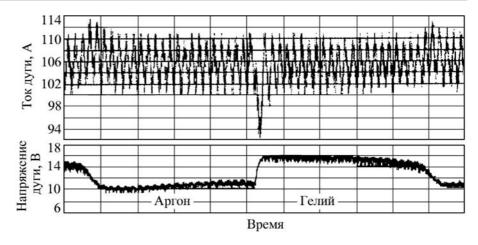


Рис. 2. Осциллограммы тока и напряжения на дуге при сварке с попеременной подачей аргона и гелия

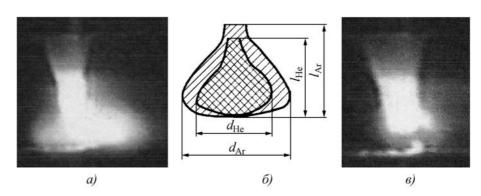


Рис. 3. Фотографии сварочной дуги, горящей в аргоне (a) и гелии (в) и контуры дуги в аргоне и гелии (б)

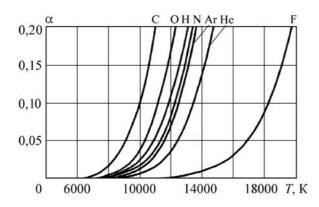
степень ионизации $\alpha = 0.04$, т.е. в 2,5 раза ниже, однако температура дуги в гелии:

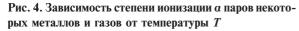
$$T_{\text{He}} = 800U_i^{\text{He}} = 800.24,5 = 19600 \text{ K}.$$

При температуре 12560 K степень ионизации аргона и гелия $\alpha_{Ar}=12\cdot 10^{-2}\,$ и $\alpha_{He}=5,1\cdot 10^{-2}$ [2].

Экстраполяция графика (рис. 4) до температуры $19600~\rm K$ показывает, что степень ионизации аргона $\alpha_{\rm Ar}=0,6,\,$ что в 5 раз выше $\alpha_{\rm Ar}$ при температуре $12560~\rm K.~B$ момент подачи аргона атомы последнего попадают в зону дуги с высокой степенью ионизации, имеющую более высокую электрическую проводимость, в результате чего ток дуги мгновенно на короткое время $(1...2)\cdot 10^{-2}$ с резко возрастает. Обнаруженный эффект можно рассматривать как элемент нанотехнологии.

Результаты механических испытаний сварных соединений показали, что на механические свойства сварных соединений сплавов 1420 и 1201 влияет способ сварки (табл. 3). Предел прочности сварных соединений практически не зависит от способа сварки (при условии получения бездефектных соединений). На пластические свойства сварных соединений спла-





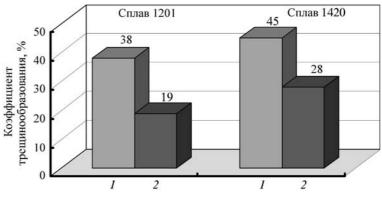


Рис. 5. Зависимость склонности к образованию горячих трещин сплавов 1201 и 1420 от способа сварки:

1- сварка на переменном токе в аргоне без присадки; 2- сварка на переменном токе с попеременной подачей аргона и гелия без присадки

ва 1420 способ сварки влияет сильнее. Так, при сварке с попеременной подачей двух защитных газов угол загиба повышается на \approx 70 % и ударная вязкость по шву на \approx 40 % по сравнению с традиционной сваркой симметричным синусоидальным током в аргоне или гелии. Изменение способа сварки не оказывает заметного влияния ни на прочность, ни на пластичность сварных соединений сплава 1201.

Горячие трещины при сварке плавлением алюминиевых сплавов образуются и распространяются на завершающем этапе кристаллизации шва и имеют межкристаллитный характер. В связи с периодичностью кристаллизации шва горячие трещины могут возникать и залечиваться в пределах одного или нескольких слоев кристаллизации.

По результатам испытаний образцов Хоулдкрофта (проба "рыбий скелет") установлено, что применение сварки с попеременной подачей двух защитных газов позволяет снизить коэффициент трещинообразования сплава 1201 от 38 (при сварке в аргоне) до 19 %, а сплава 1420 — от 45 до 28 % соответственно (рис. 5).

Склонность к трещинообразованию при сварке плавлением высокопрочных алюминиевых сплавов может быть уменьшена путем создания мелкокристаллической структуры швов [3]. Исследования мак-

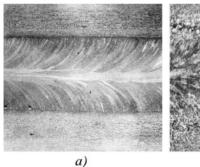
роструктуры сварных швов в плане показали, что применение попеременной подачи двух защитных газов способствует формированию мелкокристаллической структуры даже в случае сварки без присадочной проволоки (рис. 6).

Отмеченное формирование мелкозернистой структуры шва при сварке с попеременной подачей двух защитных газов благоприятно сказывается на свойствах сварных соединений сплавов 1420 и 1201 при испытаниях на малоцикловую усталость и скорость распространения усталостной трещины (табл. 4).

Способ электродуговой сварки с попеременной подачей двух защитных газов находит все большее применение в различных отраслях промышленности как в России, так и за рубежом при сварке конструкций из алюминиевых сплавов. Способ отличается простотой применения и может использоваться в комплексе с любым оборудованием для сварки плавящимся и неплавящимся электродами, плазменной и лазерной сварки, сварки полным катодом в низком вакууме. При этом на 20...30 % повышается производительность сварки, на 30...50 % сокращается расход

3. Механические свойства сварных соединений сплавов 1420 и 1201 при различных способах сварки

CC	Предел прочности	V	Ударная вязкость КСU металла, кДж/м²			
Способ сварки	σB, ΜΠ a	Угол загиба, °	Шов	3ТВ		
Сплав 1420						
На переменном токе в аргоне	362	52	165	67		
На переменном токе с попеременной подачей двух защитных газов	370	88	235	120		
Сплав 1201						
На переменном токе в аргоне	275	78	175	105		
На переменном токе с попеременной подачей двух защитных газов	284	80	180	112		



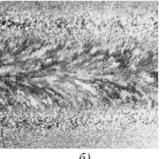


Рис. 6. Макроструктура сварного шва сплава 1420 в плане при сварке в аргоне (*a*) и сварке с попеременной подачей аргона и гелия (δ) без присадки. ×15

защитных газов, снижается объем контроля, улучшается геометрия швов, повышаются и стабилизируются механические свойства.

Создан ряд устройств ИПГ-1, ИПГ-2, ИПГ-3, обеспечивающих возможность регулирования частоты подачи защитных газов: аргона-гелия, аргона-углекислого газа, аргона-азота. Дополнительное повышение эффективности процесса может быть достигнуто путем принудительного регулируемого изменения длины дуги в зависимости от вида защитного газа при сварке неплавящимся электродом, для чего используется аппаратура автоматического поддержания заданной длины дуги.

Выводы

- 1. При сварке с попеременной подачей аргона и гелия происходит циклическое кратковременное увеличение давления сварочной дуги в связи с тем, что в моменты смены гелия на аргон за время $(1...2) \cdot 10^{-2}$ с наблюдается повышение тока, величина которого на 8...10~% превышает установленное значение, при одновременном уменьшении диаметра столба дуги.
- 2. Периодическое увеличение давления сварочной дуги способствует измельчению структуры металла

4. Малоцикловая усталость (МЦУ) и скорость распространения усталостной трещины (СРТУ) сварных соединений сплавов 1420 и 1201

Способ сварки	МЦУ, кц	СРТУ, мм/мин			
Сплав	1420				
На переменном токе в аргоне	195,6	109			
На переменном токе с попеременной подачей двух защитных газов	228,9	67			
Сплав 1201					
На переменном токе в аргоне	145,9	96			
На переменном токе с попеременной подачей двух защитных газов	188,4	57			

шва и зоны сплавления, а также повышению механических свойств сварных соединений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Справочник** по сварке цветных металлов / С.М. Гуревич. Отв. ред. В.Н. Замков. 2-е изд. перераб. и доп. Киев: Наук. думка, 1990. 512 с.
- 2. **Лесков Г.И.** Электрическая сварочная дуга. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.
- 3. **Сборка-сварка** авиационных конструкций на станочных комплексах с ЧПУ / В.В. Овчинников, В.И. Рязанцев, В.Н. Мацнев, В.В. Гринин // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 4. С. 11–17.

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

Олег Михайлович Новиков, канд. техн. наук; Александр Сергеевич Персидский, канд. техн. наук; Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук; Сергей Васильевич Данилкин, аспирант

×èòàéòå â ñëåäóþùåì íîìåðå:

- **Éóë üáî â nêèé È.Ê., Ï î ä ä ó á í û é À.Í ., Á î ã à à í î â Đ.À.** Ï î ë ó ÷ å í è å ì è ê ð î noð ó eòó ð û ÷ ó ã ó i à ñ e î ì ï à eòí î é ô î ð ì î é ã à à è ò à
- Áåëÿåâ Ñ.Â., Ëåóø èí Å.Î. Ôèëüòðàöèî í í î å ðàô èí èðî âàí èå àëþì èí èåâû õ ñï ëàâî â â óñëî âèÿõ Î ÀÎ "ÄÏ Ç"
- Ì eoaei â Ä.I., Áî eaeí À.Í. Đàñ-ảò aðaaí û o aû aðî nî a aoa aî e i a-è i ðè i eaaea nòaeè
- Áðî äñêè é Â.Ì . È n ë å å å à í è å ðà á î ò î n î î n î á í î n ò e ø à ð î ø å ê á ó ð î â û ō a î e î ò, ó ï ð î ÷ í å í í û ō e î ì î î ç è ò í û ì è í à ï e à â e å í ú ì è ï î ê ð û ò è ÿ ì è

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УДК 621.73

В.П. Лукьянов, И.И. Маткава, В.А. Бойко, В.А. Елхов, Д.В. Доценко, А.Г. Безкоровайнов (ООО НПП "Химнефтеарматура", г. Волгоград)

Штамповка крутоизогнутых отводов из трубных заготовок титанового сплава

Рассмотрены особенности процесса обработки давлением титановых сплавов. Разработаны технология и специальный штамп для изготовления из трубных заготовок титанового сплава ΠT -1M крутоизогнутых отводов условным диаметром прохода $D_v = 150$ мм, радиусом гиба $2D_v$, углом гиба 90° .

Features of plastic titanium alloys working are considered. Technology and special die for manufacturing of sharply bent laterals $D_u = 150$ mm with the bend radius $2D_u$ and bend angle 90° from PT-1M titanium alloy pipe billets are developed.

Ключевые слова: отвод трубный; титановый сплав; холодная деформация; штамповка; трубная заготовка.

Keywords: lateral; titanium alloy; cold deformation; stamping; pipe billet.

Титан и его сплавы по сравнению с коррозионно-стойкими сталями типа 18—8 имеют более высокие показатели антикоррозионных свойств. В отечественной и зарубежной практике их широко применяют в химическом машиностроении, где требуется повышенная стойкость против наиболее опасных видов коррозионных разрушений: точечной коррозии, межкристаллитной коррозии, растрескивания при коррозии под напряжением и др.

При комнатной температуре титановые сплавы обладают достаточно высокими прочностными, но более низкими пластическими характеристиками, чем коррозионно-стойкие стали. Обработку давлением титана и его сплавов при изготовлении различных поковок и штамповок следует осуществлять с учетом особенностей их физико-механических свойств.

Одной из характеристик способности металла подвергаться пластическому деформированию является отношение предела текучести $\sigma_{\rm T}$ к временному сопротивлению при разрыве $\sigma_{\rm B}$. Чем больше отношение $\sigma_{\rm T}/\sigma_{\rm B}$, тем ниже пластические свойства материала. Для титановых сплавов в холодном состоянии это отношение достигает больших значений $\sigma_{\rm T}/\sigma_{\rm B}=0.72...0.87$, для коррозионно-стойких сталей типа 18-8 $\sigma_{\rm T}/\sigma_{\rm B}=0.4...0.5$, а для углеродистых сталей $\sigma_{\rm T}/\sigma_{\rm B}\approx0.65$.

При повышении температуры пластические характеристики титановых сплавов существенно изменяются. По результатам исследований НИИХИММАШ (Москва) относительное удлинение δ в начальный пе-

риод (до температуры ~200 °C) несколько возрастает, а затем начинает снижаться вплоть до температуры 400...500 °C (в зависимости от марки титанового сплава). При нагреве выше 400...500 °C наблюдается резкое повышение δ . На рис. 1 графически представлен характер изменения показателей пластичности титана в интервале температур 20...800 °C.

Анализ характера изменения пластических свойств титана и его сплавов в зависимости от температуры позволяет в каждом конкретном случае выбрать тот или иной режим обработки давлением при изготовлении различных поковок и штамповок (см. рис. 1):

- в холодном состоянии;
- при низком подогреве ниже интервала температур снижения пластических свойств;
- при высоком подогреве выше интервала температур снижения пластических свойств;
- в горячем состоянии выше температуры рекристаллизации.

К особенностям обработки давлением титана следует отнести то, что пластическое деформирование его в холодном состоянии сопровождается значительным упрочнением. Как показала практика, максимально допустимая степень деформации при обработке давлением в холодном состоянии титановых сплавов составляет 10...12%. С увеличением температуры нагрева упрочнение титана при деформации уменьшается. При температуре выше 600°С деформация титана протека-

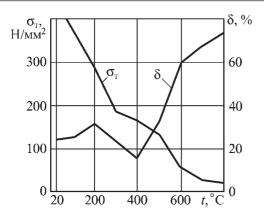


Рис. 1. Изменение относительного удлинения δ и предела текучести $\sigma_{\scriptscriptstyle T}$ титана в интервале температур 20...800 °C

ет без упрочнения благодаря происходящим в металле процессам рекристаллизации.

При разработке технологических процессов ковки и штамповки деталей из титана и его сплавов следует также учитывать более низкие по сравнению с углеродистыми и коррозионно-стойкими сталями показатели таких физических свойств, как коэффициент линейного расширения и модуль упругости.

В табл. 1 приведены сравнительные данные механических и физических свойств технического титана и коррозионно-стойкой стали типа 18–8.

Титан и его сплавы в большей мере, чем углеродистые и коррозионно-стойкие стали, чувствительны к условиям нагрева. С увеличением температуры и времени нагрева пластичность титана может снижаться вследствие интенсивного проникновения в металл газов – азота, кислорода и особенно водорода. Следовательно, нагрев заготовок перед деформацией целесообразно осуществлять с минимальными выдержками, необходимыми лишь для выравнивания температуры по всему сечению заготовок, а в нагревательной печи следует поддерживать окислительную или нейтральную атмосферу. При назначении режима нагрева заготовок из титана необходимо также учитывать его сравнительно низкую теплопроводность при невысоких температурах. Установлено, что с повышением температуры теплопроводность титана возрастает, а при высоких температурах становится несколько выше, чем у стали. Поэтому скорость нагрева титановых заготовок до относительно низких температур (250...300 °C) должна быть существенно меньше, чем при нагреве стальных заготовок.

В настоящей работе была поставлена задача изготовить штамповкой из трубных заготовок титанового

1. Механические и физические свойства технического титана и стали типа 18-8

Показатель	Титан	Сталь 18-8
Временное сопротивление $\sigma_{\scriptscriptstyle B}, H/{\rm MM}^2$	440558	490510
Предел текучести $\sigma_{\scriptscriptstyle T}, H/$ мм 2	373490	200250
Относительное удлинение δ, %	2530	40
Модуль упругости $E, \text{H/} \text{мм}^2$	$(1,031,08)\cdot 10^5$	$(1,92,0)\cdot 10^5$
Коэффициент теплопередачи, к B т/($м$ ² · K)	1,6321,717	1,2981,633
Коэффициент линейного расширения α, 1/°C, при температуре 0100 °C	$(8,39)\cdot 10^{-6}$	16,5·10 ⁻⁶
Температура плавления $t_{\text{пл}}$, °C	1725	1420

сплава партию крутоизогнутых отводов диаметром условного прохода $D_{\rm y}=150$ мм, радиусом гиба $R_{\rm r}=2D_{\rm y}$ и углом гиба $\alpha=90^\circ$. Исходными заготовками были относительно тонкостенные трубы диаметром 159 мм, толщиной стенки s=8,9 и 10 мм (s/D=0,05...0,06, где D- диаметр заготовки) из титанового сплава марки ПТ-1М, химический состав которого приведен в табл. 2.

Механические свойства сплава соответствовали требованиям ГОСТ 21945–76: $\sigma_{\text{в}} = 447...463 \text{ H/мм}^2;$ $\delta = 24...26 \%.$

Разработку технологического процесса изготовления отводов выполняли с учетом перечисленных выше особенностей обработки давлением титановых сплавов.

Был спроектирован и изготовлен в металле специальный гибочный штамп, конструктивная схема которого показана на рис. 2. Штамп включает в себя пуансон 4 и матрицу 1. Рабочие размеры пуансона и матрицы выполнены с учетом пружинения (упругой деформации) отвода после его штамповки.

Длину исходных трубных заготовок определяли по формуле (рис. 2):

$$l_3 = \frac{\pi}{2} R_{\Gamma} + 2\Delta,$$

2. Химический состав, % мас., титанового сплава ПТ-1М

Tr.	A.1	7	G:			При	меси	
11	Al	Zr	S1	Fe	С	O_2	N_2	H_2
Основа	0,31	0,28	0,01	0,03	0,06	0,17	0,03	0,005

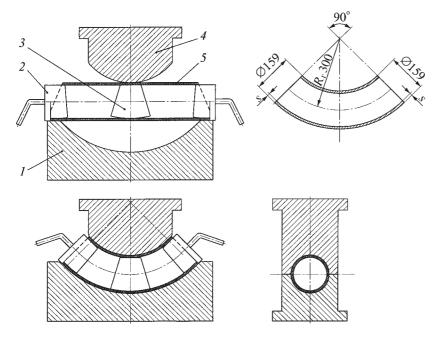


Рис. 2. Конструктивная схема гибочного штампа для получения крутоизогнутых отволов:

1 — матрица; 2 — оправка; 3 — сердечник; 4 — пуансон; 5 — трубная заготовка

где Δ — припуск на обрезку торцов отвода после штамповки.

Для создания более благоприятных условий при гибке на торцах исходных трубных заготовок делали скосы (со стороны вогнутой поверхности отводов) под углом $\sim 30^{\circ}$ (см. рис. 2).

Как показала практика, гибка на относительно малый радиус тонкостенных трубных заготовок в штампе сопровождается значительными искажениями профиля поперечного сечения в торцевых зонах и на середине длины трубных заготовок [1]. С уменьшением относительной толщины стенки трубной заготовки (s/D) искажения (вмятины) возрастают. Объясняется это тем, что сила, необходимая для осуществления процесса гибки таких заготовок, значительно превосходит силы, вызывающие искажения профиля трубных заготовок в соответствующих зонах.

В целях предотвращения искажений в торцовых зонах применяли специальные оправки (пробки) 2 (см. рис. 2). Для предотвращения искажений профиля сечения в средней части крутоизогнутого отвода разработали сердечник 3 специальной конструкции, который вставляется в полость трубной заготовки 5 перед штамповкой. Конструкция сердечника позволяет легко удалять его из полости готового отвода после операции штамповки. Максимальное значение степени деформации ε_{max} на выпуклой и вогнутой поверхностях отштампованных отводов определяется по известному выражению:

$$\varepsilon_{\text{max}} = \frac{D_{\text{y}}}{2R}.$$
 (1)

В данном случае $R_{\rm r}=2D_{\rm y}$, следовательно, $\varepsilon_{\rm max}=0.25~(25~\%)$.

Так как пластическое деформирование титановых сплавов в холодном состоянии сопровождается интенсивным упрочнением и, как показал опыт, максимальное значение степени деформации не должно превышать 10...12 %, гибку указанных отводов осуществляли за две операции с промежуточным отжигом заготовок для снятия внутренних остаточных напряжений. Отжиг проводили по режиму: нагрев до температуры 565 °C, выдержка 30 мин, охлаждение на воздухе.

Степень деформации при выполнении первой операции гибки в холодном состоянии приняли из расчета:

$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_{\text{max}}}{2} = \frac{0.25}{2} = 0.125 \ (12.5 \ \%).$$

Тогда из условия (1), можно определить в промежуточный момент штамповки соответствующий радиус гиба R_{r1} :

$$R_{\rm r1} = \frac{D_{\rm y}}{2\varepsilon_1} = \frac{D_{\rm y}}{2\cdot 0.125} = 4D_{\rm y}.$$
 (2)

Для определения рабочего хода пуансона Δh_1 при выполнении первой операции гибки, обеспечивающей максимальное значение степени деформации ϵ_1 = 12,5 %, установили математическую связь (рис. 3) между радиусом гиба $R_{\rm rx}$ и рабочим ходом пуансона Δh_x в любой промежуточный момент процесса гибки отвода:

$$\Delta h_x = R_{\rm rx} - \sqrt{R_{\rm rx}^2 - \frac{1}{2} R_{\rm r}^2}, \qquad (3)$$

где R_{rx} , R_r — радиусы гиба отвода в промежуточный и конечный моменты гибки соответственно.

В рассматриваемом случае рабочий ход пуансона при выполнении первой операции ($\Delta h_x = \Delta h_1$), когда промежуточное значение радиуса гиба составляет $R_{\rm rx} = R_{\rm r1} = 4 D_{\rm y}$ (см. выражение (2)), а конечное значение $R_{\rm r} = 2 D_{\rm y}$ можно определить по формуле (3) после подстановки значений $R_{\rm rx}$ и $R_{\rm r}$:

$$\Delta h_1 = 4D_y - \sqrt{16D_y^2 - 2D_y^2} = 0,26D_y = 39$$
 mm.

В конечный момент процесса штамповки отвода (после выполнения второй операции) суммарное значение рабочего хода пуансона $\Delta h_{\rm K}$ можно определить также из выражения (3) после подстановки значений $R_{\rm rx}=R_{\rm F}=2D_{\rm V}$:

$$\Delta h_{\text{K}} = 2D_{\text{y}} - \sqrt{4D_{\text{y}}^2 - 2D_{\text{y}}^2} = 0,59D_{\text{y}} = 88,5 \text{ MM}.$$

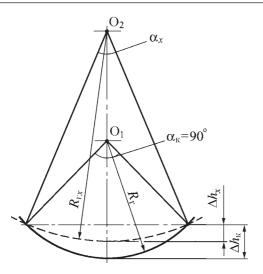


Рис. 3. Расчетная схема для установления связи между радиусом изгиба $R_{\rm rx}$ трубы и рабочим ходом пуансона $\Delta h_{\rm x}$

Вторую операцию гибки отводов выполняли при температуре ~ 230 °C, обеспечивающей более высокие пластические характеристики титана (см. рис. 1). Предварительно изогнутую в холодную трубную заготовку подвергали отжигу по указанному выше режиму, а охлаждение на воздухе проводили непосредственно в ручье гибочного штампа до температуры ~230 °C, после чего осуществляли окончательную штамповку отвода.

Описанный выше технологический процесс гибки крутоизогнутых отводов реализовали для случая, когда трубы $\varnothing 159 \times 9$ мм из титанового сплава на заводе-изготовителе подвергали отжигу для выравнивания структуры и восстановления пластических характеристик. Получена также партия цельнокатаных труб диаметром 159 мм, толщиной стенки 10 мм (s/D=0.06) из титанового сплава ПТ-1М, изготовленная на заводе без последующего проведения операции отжига. В этом случае технологический процесс гибки крутоизогнутых отводов ($R_{\rm r}=2D_{\rm y}$) проводили по другой схеме. Исходные трубные заготовки предварительно подвергали отжигу по режиму: нагрев до температуры 625 °C, выдержка 30...40 мин. Заготовки по-

Рис. 4. Крутоизогнутые отводы ($D_{\rm y}=150~{\rm Mm},\,R_{\rm r}=2D_{\rm y},\,$ $\alpha=90^\circ$) из титанового сплава ПТ-1М



сле извлечения их из печи охлаждали на воздухе непосредственно в ручье гибочного штампа до температуры 220...250 °C, после чего осуществляли штамповку (гибку) отвода за одну операцию. Рабочий ход верхней матрицы штампа составлял в этом случае $\Delta h_{\rm K} = 0.59 D_{\rm V} = 88.5$ мм.

По описанным выше технологическим процессам в ООО НПП "Химнефтеарматура" (г. Волгоград) была изготовлена промышленная партия крутоизогнутых отводов ($D_{\rm y}=150~{\rm mm}, s=8...10~{\rm mm}, R_{\rm r}=2D_{\rm y}, \alpha=90^\circ$) из титанового сплава ПТ-1М в соответствии с требованиями технических условий. Внешний вид отводов (после механической обработки торцов) приведен на рис. 4.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А.** Штамповка, гибка деталей для сварных сосудов, аппаратов и котлов. М.: Машиностроение, 2003. 512 с.

Виктор Петрович Лукьянов, канд. техн. наук; Игорь Иванович Маткава, директор, arm@sinfo.v99.ru;

Валентин Александрович Бойко, зам. начальника отдела кузнечно-штамповочного производства; Владимир Александрович Елхов, начальник технического отдела;

Дмитрий Владимирович Доценко, программист; Александр Геннадьевич Безкоровайнов, инженер



Вниманию читателей!

УДК 621.73.047:621.45.226.2

В.В. Коршунова (Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)

Развитие методики проектирования прецизионных заготовок для холодного вальцевания лопаток газотурбинных двигателей

Описана усовершенствованная методика проектирования прецизионных заготовок с сегментообразным профилем сечений пера для холодного вальцевания лопаток газотурбинных двигателей, позволяющая оптимизировать геометрию заготовок и стабилизировать, тем самым, процесс их вальцевания при отсутствии браковочных признаков и одновременном снижении трудоемкости доводки процесса.

Modified method of designing high-precision blanks with segmental profile sections of the pen for the cold forge-rolling blades for gas turbine engines is described, allowing to optimize the geometry of the blanks and stabilize, thus the process of forge-rolling with no signs of rejection and simultaneously reducing the complexity of fine-tuning process.

Ключевые слова: лопатки ГТД; холодное вальцевание; прогнозирование браковочных признаков; прецизионная заготовка под вальцевание; программный продукт.

Keywords: blades of gas turbine engines; cold rolling; prediction for rejection; precision blank by rolling; the software product.

Холодное вальцевание лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) наряду с электрохимическими методами изготовления остается одной из востребованных технологий окончательного формообразования профиля пера компрессорных лопаток ГТД, изготовляемых из деформируемых сплавов. Процессы холодного вальцевания лопаток ГТД позволяют существенно повысить коэффициент использования металла и снизить трудоемкость их изготовления. Эффективность его применения возрастает с увеличение объема выпуска авиадвигателей.

Сущность процесса вальцевания (рис. 1) заключается в локальном деформировании заготовки *I*, имеющей припуск под вальцевание, между синхронно вращающимися валками с закрепленными на них вальцовочными вставками *2* и *3*. На вставках выполнены

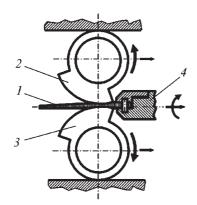


Рис. 1. Схема вальцовки лопатки ГТД: 1- заготовка лопатки; 2, 3- вальцовочный инструмент (вставки); 4- переходник

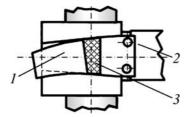
профили спинки и корыта пера готовой лопатки. При этом замок лопатки или ее комлевую часть, имеющую технологическую прибыль (для беззамковых лопаток) жестко фиксируют в переходнике 4, который имеет две степени свободы: 1) возможность вращения относительно оси вальцуемой заготовки на угол закрутки сечений пера лопатки; 2) возможность перемещения совместно с зафиксированной заготовкой вдоль ее оси с нормированной скоростью, накладывая на очаг пластической деформации заготовки дополнительные растягивающие или сжимающие напряжения.

Традиционно заготовки лопаток для вальцовки изготовляют горячей штамповкой. При этом поле допуска на профиль заготовки реализуется за счет недоштамповки, т.е. неполного смыкания половин штампа. Образующийся между половинами штампа зазор, в общем случае переменный как по величине, так и по периметру штампа, обусловлен неравномерными упругими деформациями штампа, рабочих узлов пресса, неравномерностью нанесения смазочного материала, разбросом по объему исходных прутковых заготовок, а также неравномерным распределением удельных нагрузок на гравюру штампа, вызванных сложным профилем штампуемых заготовок. В конечном итоге это приводит к низкой стабильности геометрической формы заготовок для холодного вальцевания лопаток.

Процесс вальцовки партии таких заготовок, в свою очередь, характеризуется низкой стабильностью, вызванной различными величиной и расположением припуска по профилю пера заготовок. При этом наблюдается изгиб пера лопатки в сторону "спинки" либо "корыта" или отклонения по углу закрутки сече-

Рис. 2. Образование "серпения" в процессе вальцовки:

1 — заготовка; 2 — переходник; 3 — очаг деформании



ний пера и другие дефекты. Кроме того, неравномерность и колебание величины припуска под вальцовку заготовок, обусловленные особенностями их изготовления штамповкой, приводят в процессе вальцовки к неравномерности скоростей течения слоев металла вдоль оси пера, а также по кромочным и околокромочным зонам, вызывая так называемую "саблевидность" или "серпение" пера лопаток (рис. 2), являющееся браковочным признаком.

Для повышения стабильности процесса поступающие на вальцовку партии заготовок разбивают на группы по величине и распределению припуска под вальцовку на специальных контрольно-измерительных приборах. Вальцовку каждой группы лопаток осуществляют при индивидуальных настройках вальцовочного стана, часто с использованием доработанного под каждую группу заготовок вальцовочного инструмента — вставок. Это повышает трудоемкость и себестоимость изготовления лопаток.

Для компенсации или устранения этого явления заготовку под вальцовку проектируют с увеличенными припусками по кромкам пера, что, с одной стороны, повышает устойчивость процесса вальцовки, а с другой — приводит к увеличению степеней деформации и снижению запаса пластичности материала в кромочных, наиболее нагруженных при эксплуатации лопатки, областях.

Отрицательной стороной процесса получения заготовки штамповкой является и состояние ее поверхности: обезуглероживание, наводороживание и альфирование поверхностного слоя заготовки — традиционные проблемные вопросы кузнечного производства. Кроме того, поверхностный слой, отличаясь высокой шероховатостью, часто имеет различные макро- и микрораковины, включения, перешедшие и внедренные в поверхность, из смазочных составов, используемых при штамповке. Эти дефекты с трудом удаляются травлением и не устраняются вальцовкой, ухудшая качество лопаток.

Для повышения стабильности геометрии лопаток под холодное вальцевание разработаны методика про-

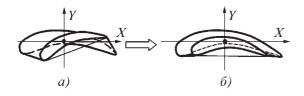
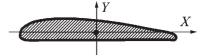


Рис. 3. Перо лопатки до (а) и после (б) раскручивания профиля

Рис. 4. "Спрямленный" профиль сечения пера лопатки



ектирования заготовки и технология, позволяющая обрабатывать поверхность пера заготовок с высокой точностью на универсальном металлорежущем оборудовании, в частности, на кругло- и плоскошлифовальных станках [1, 2]. Данный метод изготовления беззамковых лопаток ГТД первого класса точности внедрен в ОАО "НПО Сатурн" (г. Рыбинск) [3].

Его сущность заключается в следующем. Первоначально перерабатывают чертеж лопатки, раскручивая ее профиль относительно базового прикомлевого сечения, совмещая хорды раскручиваемых сечений относительно базового (рис. 3). Затем спрямляют каждое сечение, в том числе и базовое, располагая координаты точек, принадлежащих "корыту" готовой лопатки, на одной прямой (рис. 4). При этом обеспечивают равенство площадей каждого исходного и спрямленного сечений, располагая точки "корыта" каждого сечения в одной плоскости.

Далее для каждого выпрямленного сечения назначают припуск a под вальцевание (рис. 5), обеспечивая равные степени пластической деформации как минимум по входной, выходной кромкам и в наиболее утолщенной зоне сечения пера. На рис. 5 припуск под вальцевание обозначен точками A, B и C (припуск под вальцевание со стороны корыта условно не показан).

Следующим этапом проектирования заготовки является определение координат точек О (X_0, Y_0) центров и величин радиусов описанных окружностей, проходящих через точки A, B и C каждого сечения.

Таким образом, аппроксимировав каждое сечение заготовки со стороны "спинки" дугами окружностей и обеспечив при этом прямолинейный профиль со стороны "корыта", удается построить профиль каждого сечения заготовки лопатки под холодное вальцевание, который на рис. 5 ограничен дугой окружности, прямыми $1,\ 2$ и прямолинейным "корытом".

На следующем этапе проектируют приспособление для профилирования поверхности заготовки со

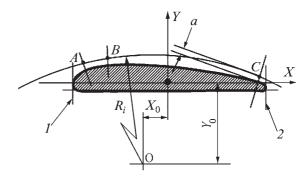


Рис. 5. Схема определения радиуса описанной окружности, апроксимирующей профиль раскрученного и спрямленного сечения лопатки

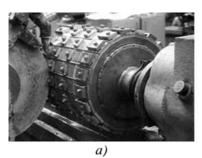




Рис. 6. Шлифовальные приспособления для обработки "спинок" заготовок лопаток, имеющих постоянный по длине (a) и переменный (δ) профили

стороны "спинки", например шлифованием. Для лопаток, имеющих постоянные по длине профили сечений, приспособление представляет собой многогранную призму, позволяющую обработать выпуклую поверхность заготовок по цилиндрической поверхности (рис. 6, a), а для лопаток с переменными по длине сечениями — по конической поверхности (рис. 6, δ).

Общим недостатком изложенного метода проектирования заготовок для холодного вальцевания лопаток ГТД является то, что опорные точки A, B и C (см. рис. 5), через которые проходят дуги окружностей, аппроксимирующие "спинку" заготовки, выбирают в общем случае интуитивно, например в зоне максимальной толщины сечения, без учета геометрической формы "выпрямленного" сечения и распределения степеней пластической деформации относительно центра масс сечения при его вальцевании.

При существенной разнице суммарных степеней деформаций по толщине сечений справа и слева от их центров масс при вальцевании наблюдается возникновение таких браковочных признаков, как гофрирование кромок вальцуемой лопатки и "серпение" (изгиб в плоскости вальцевания) пера заготовки, вызываемых градиентом скоростей течения металла по ширине сечения.

Кроме того, учитывая разнообразие геометрических параметров сечений пера лопаток, применяемых в авиадвигателестроении, разработанный метод, очевидно, имеет свою технологическую область применения, границы которой до настоящего времени не определены. Это вызвано отсутствием критериев, позволяющих без проведения значительных экспериментальных работ оценить геометрию спроектированной заготовки лопатки с сегментообразным профилем сечений пера, обеспечивающую, помимо эксплуатационных характеристик лопатки, стабильность процесса вальцовки заготовок при отсутствии браковочных признаков.

Для устранения этого недостатка предложен усовершенствованный метод определения параметров сегментообразных сечений пера заготовок для холодного вальцевания. При этом, описывая каждое "раскрученное" и "спрямленное" сечение пера заготовки

дугами окружностей, проходящих через три точки, координаты центра и радиус выпуклой поверхности каждого сечения определяют из условий:

- минимального отклонения суммарной по аппроксимируемому сечению степени пластической деформации металла при вальцевании сечения от суммарной степени пластической деформации заготовки лопатки с "идеальным" расположением припуска;
- минимальной разности скоростей течения металла вдоль оси лопатки с противоположных сторон от центра масс вальцуемого сечения.

Суммарную степень пластической деформации вальцуемого сечения при "идеальном" расположении припуска по сечению определяют следующим образом (рис. 7).

Первоначально на сегментообразный профиль каждого i-го сечения лопатки, координаты которого совмещены с центром тяжести сегментообразного сечения лопатки, накладывают пропорциональный припуск I, характеризуемый, например, равными степенями логарифмических деформаций (ϵ) в каждой точке сечения при его вальцевании в соответствии с выражением

$$\varepsilon = \ln \frac{h_{i \text{ aar}}}{h_{i \text{ mer}}},\tag{1}$$

где $h_{i\,\text{заг}},\,h_{i\,\text{дет}}$ — толщины соответственно заготовки и лопатки в сечениях m-m, проходящих параллельно оси Y через любую из точек, принадлежащих контуру сегментообразного i-го сечения.

При этом значение ε выбирают минимальным из допускаемого интервала степеней деформации материала лопатки при вальцевании. В результате создают контур 2 каждого i-го сечения сегментообразной заготовки.

Очевидно, что при вальцевании такого профиля заготовки эпюра степеней деформаций ε , построенная в ортогональных координатах ε и L (L — расстояние между крайними точками i-го сечения заготовки с пропорциональным припуском), будет ограничена прямой 3. Описанный прием построения "идеального" сечения заготовки, имеющей минимально возможный припуск, повторяют для каждого из сечений пера, создавая "идеальную" для процесса вальцовки заготовку.

При вальцевании такой "идеальной" заготовки, вследствие равных степеней пластических деформаций каждой точки пера заготовки, исходя из условия постоянства объема, обеспечиваются равные скорости течения материала на выходе из очага пластической деформации как по длине L каждого сечения заготовки, так и вдоль оси пера заготовки при отсутствии браковочных признаков.

Описанный прием построения "идеального" профиля сечений пера повторяют для максимально допустимой степени деформации, создавая контур 4, эпюра степеней деформации которых ограничена прямой 5. Таким образом, построив кривые 4 и 2, оп-

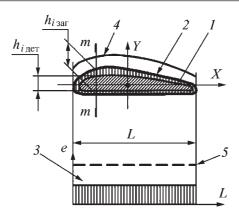


Рис. 7. Расчетная схема к анализу сечения пера сегментообразного профиля

ределяют поле допустимых степеней деформации сечений сегментообразной заготовки при вальцевании, расположенное между указанными кривыми.

На следующем этапе приступают к определению величины радиусов и положения центра окружности, аппроксимирующей сечение заготовки со стороны выпуклой поверхности. При этом очевидно, что дуга окружности должна проходить через поле допускаемых степеней деформации, ограниченных на рис. 7 кривыми 2 и 4. Из бесчисленного множества параметров окружностей, отвечающих этому условию, с помощью ЭВМ выбирают ту, которая отвечает второму условию: минимальной разности скоростей течения металла вдоль оси лопатки с противоположных сторон от центра масс вальцуемого сечения.

При этом, учитывая, что кромки лопатки являются наиболее нагруженными зонами в процессе ее эксплуатации, а стабильность запаса пластичности материала в кромочных областях лопатки лимитируется величиной допуска на изготовление кромочных областей заготовки, в этих зонах выбирают две опорные точки M и N (рис. 8).

Целесообразно поместить их на линиях 6 и 7, являющихся перпендикулярами к прямолинейному "корыту" сечения заготовки и проходящих через кромочные зоны выпрямленного сечения лопатки, например через центры радиусов кромок лопатки (на рисунке не показано).

Таким образом устанавливают положение опорных точек M и N в направлении оси X. Ординаты точек M и N располагают на отрезке Δ (показано для левой кромочной области i-го сечения заготовки), ограниченном линиями 2 и 4. Третья опорная точка P может находиться в любой точке поля допустимых степеней деформации и первоначально выбирается произвольно. Затем через три опорные точки M, P и N проводят окружность δ , имеющую радиус R_i . При этом возможны три случая прохождения дуги окружности: дуга окружности может пересечься с кривой δ на участке, ограниченном прямыми линиями δ и δ ; может пересечь-

ся с кривой 2. Эти случаи положения опорных точек следует исключить. В третьем случае — дуга окружности пройдет через область, ограниченную кривыми 4, 2 и прямыми 6 и 7, не пересекаясь с кривыми 2 и 4. Этот случай подвергают дальнейшему анализу.

Учитывая, что спинка заготовки выполнена в виде дуги окружности δ , проходящей через опорные точки, определяют логарифмические степени деформации (ϵ) в сечениях, перпендикулярных к плоскости чертежа и параллельных оси Y по выражению (1).

Затем строят эпюры деформаций $\varepsilon = f(L)$ (рис. 8) для левой относительно оси Y части сечения пера — эпюру 9 и правой части — эпюру 10, определяют площади эпюр и их отношение в виде коэффициента K. При этом коэффициент K для "идеального" сечения (при пропорциональном распределении припуска под вальцевание пера) имеет фиксированное значение $K_{\text{идеал}}$ для каждого i-го сечения и характеризует равенство скоростей течения материала по обе стороны от оси Y сечения.

На следующем этапе, варьируя положение опорных точек M, P и N, устанавливают параметры новых окружностей δ , определяют логарифмические степени деформации, строят эпюры деформаций для левой и правой частей обрабатываемого сечения и определяют коэффициент K. Затем из множества полученных значений коэффициента K определяют наиболее близкий к коэффициенту $K_{\text{идеал}}$, принимая параметры окружности δ для данного случая как итоговые.

Указанный алгоритм аппроксимации сечения лопатки дугами окружностей выполняют для каждого из расчетных сечений лопатки. При этом, пропорционально суммарной степени пластической деформации сечений заготовки, с учетом закона постоянства объема определяют новые, сближенные друг к другу, расстояния между сечениями заготовки вдоль оси вальцевания, проходящей через центры масс сечений. Характер изменения припуска между сечениями вдоль оси заготовки целесообразно принять линейным.

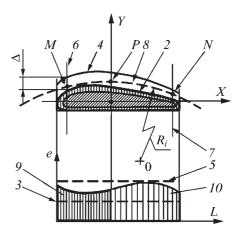


Рис. 8. Определение параметров окружности, описывающей выпуклую поверхность заготовки



Рис. 9. Технологическая последовательность изготовления беззамковых лопаток ГТД:

a-c постоянным профилем по длине пера; $\delta-c$ переменным профилем по длине пера. Слева на право: исходные листовые заготовки; сегментообразные заготовки, обработанные шлифованием со стороны "спинки"; отвальцованные заготовки лопаток; те же заготовки с обсеченным облоем по хорде и концевой зоне пера; готовые лопатки с отсеченными технологическими зонами

Таким образом, аппроксимировав "спинки" сечений лопатки дугами окружностей, а "корыто" сечений — прямой линией, с обеспечением минимальной разности скоростей течения металла из очага пластической деформации по обе стороны от центра масс се-

чений лопатки, удается свести к минимуму вероятность возникновения "серпения" или "саблевидности" при вальцевании заготовки.

На основе описанной методики разработана компьютерная программа по оптимизации проектируемых заготовок под холодное вальцевание, апробирование которой доказало ее работоспособность (рис. 9). Это позволило существенно сократить время на отработку и внедрение технологии вальцевания беззамковых лопаток ГТД в производство.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **А. с. 1517217** СССР. Способ изготовления лопаток газотурбинных двигателей / Е.А. Антонов, А.С. Матвеев, В.П. Егоров. 1986. Бюл. № 24.
- 2. Антонов Е.А., Матвеев А.С. Разработка основ проектирования прецизионных заготовок под холодную вальцовку пера лопаток ГТД и техпроцесса изготовления лопаток // Совершенствование технологии и оборудования штамповочного производства в авиастроении. Ярославль: ЯПИ, 1986. С. 5—10.
- 3. **Технологическое** обеспечение проектирования и производства газотурбинных двигателей / Б.Н. Леонов, А.С. Новиков, Е.Н. Богомолов и др.; под ред. Б.Н. Леонова и А.С. Новикова. Рыбинск: "Рыбинский дом печати", 2000. 406 с.

Виктория Владимировна Коршунова, аспирант, kor6unovs@mail.ru



УДК 620.170

А.И. Потапов, Ю.Н. Логинов*, Д.И. Вичужанин (Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, *ГОУ ВПО "Уральский государственный технический университет — УПИ")

Влияние плотности на сопротивление деформации губчатого титана

Представлены результаты экспериментов по определению сопротивления деформации титановой губки в зависимости от исходной плотности и степени деформации образцов.

Results of experiences for determination of spongy titanium flow stress in dependence on initial compactness and degree of deformation are presented.

Ключевые слова: титановая губка; плотность; сопротивление деформации.

Keywords: spongy titanium; compactness; flow stress.

Современная металлургия титана включает в себя процесс прессования через коническую матрицу электродов из титановой губки для последующего переплава в вакуумно-дуговых печах [1] и для моделирования этого процесса необходима информация о сопротивлении деформации титановой губки.

Актуальность такого рода исследований возникла и в связи с попытками разработки альтернативной

технологии получения изделий непосредственно из титановой губки путем ее компактирования и последующего деформирования, в том числе с применением наводороживания металла, к чему проявляют интерес как зарубежные [2], так и отечественные исследователи [3, 4].

При использовании альтернативных технологий исключаются такие энергоемкие и затратные процес-

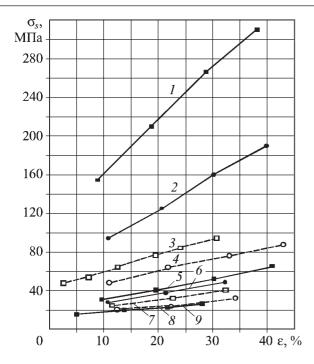


Рис. 1. Сопротивление деформации σ_s титановой губки в зависимости от относительного обжатия ϵ при осадке и исходной плотности губки ρ_0 , r/cm^3 :

$$1 - 3,47$$
; $2 - 3,01$; $3 - 2,60$; $4 - 2,45$; $5 - 2,09$; $6 - 1,95$; $7 - 1,81$; $8 - 1,75$; $9 - 1,74$

сы как вакуумно-дуговой переплав, ковка слитков на промежуточные заготовки с нагревом до высоких ковочных температур и защитой металла при нагреве специальными эмалями, обдирка заготовок перед последующей деформацией и т.д. Очевидно, что изделия, полученные непосредственно из губки, не могут претендовать на высокий уровень механических свойств. Однако из нелегированной титановой губки может быть изготовлена широкая номенклатура изделий для различных отраслей народного хозяйства, где от этих изделий требуется, например, высокая коррозионная стойкость, малая масса при удовлетворительной прочности, теплостойкость, износостойкость, стойкость в агрессивных средах при повышенных температурах и т.д.

Сопротивление деформации губчатого титана определяли по следующей методике. Отбирали куски титановой губки размером 50...70 мм, получаемых после дробления блоков губчатого титана марки ТГ-100, имеющего следующий химический состав (% мас., не более: 0.06 Fe; 0.02 Si; 0.03 C; 0.08 Cl₂; 0.02 N₂; 0.025 O₂. Из кускового титана вырезали образцы для испытаний в виде параллелепипедов высотой 11.5... 21.5 мм, шириной 8.9...14.1 мм и длиной 9.8...15.5 мм.

Для определения плотности образцы измеряли микрометром с точностью до $\pm 0,01$ мм и взвешивали на электронных весах с точностью до $\pm 0,001$ г. Плотность образцов 1,74...3,47 г/см³, что практически соответствует разбросу плотности губки в разных частях

блока губчатого титана перед его измельчением [5]. Наличие в исходном сырье фрагментов материала с различной плотностью позволило варьировать этот показатель при испытаниях.

Эксперименты по осадке образцов выполняли на двух установках: на прессе максимальной силой 500 кН и испытательной машине Instron 8801 при комнатной температуре. Образцы начальной высотой h_0 осаживали в ступенчатом режиме в несколько этапов. На каждом этапе относительное обжатие составляло (10 \pm 5) %. Скорость перемещения бойков при испытаниях составила 50 мм/мин, что соответствует средней скорости деформации около 0,1 с $^{-1}$.

Для уменьшения трения на контактной поверхности использовали прокладки из нескольких слоев кальки, которые меняли после каждого этапа осадки. Это позволило практически исключить искажение боковой поверхности образцов, что приближало деформацию к однородной, а напряженное состояние металла — к линейному сжатию. В ходе экспериментов получены зависимости силы осадки от перемещения инструмента Δh . На основе полученных данных рассчитаны значения сопротивления деформации в конце каждого этапа осадки. Полученные в экспериментах зависимости сопротивления деформации σ_s от

относительного обжатия
$$\varepsilon$$
 при осадке $\left(\varepsilon = h \frac{\Delta}{h_0} \cdot 100 \%\right)$

исследованных образцов приведены на рис. 1.

Анализ результатов свидетельствует о существенной зависимости сопротивления деформации σ_s не только от относительного обжатия, но и от исходной плотности материала образцов, причем с повышением плотности уровень σ_s возрастает. Выявлено, что интенсивность возрастания сопротивления деформации для менее плотных образцов ниже, чем для образцов с большей плотностью. Это можно объяснить тем, что при наличии большой пористости для металла облегчен вариант затекания в поры, что увеличивает степень деформации объема, но уменьшает степень деформации сдвига, в результате чего материал меньше упрочняется.

Зависимости сопротивления деформации губки от исходной плотности образцов графически представлены на рис. 2. Видно, что эта зависимость близка к экспоненциальной. С увеличением плотности сопротивление деформации губки возрастает все более интенсивно, что качественно соответствует результатам работы [6].

Экспериментально установлено, что по мере осадки увеличивается и плотность губки (рис. 3), что в свою очередь сказывается на повышении сопротивления деформации образцов.

Можно констатировать, что величина σ_s определяется тремя основными факторами: исходной плотностью губки, увеличением этой плотности во время деформации, а также деформационным упрочнением в процессе осадки.

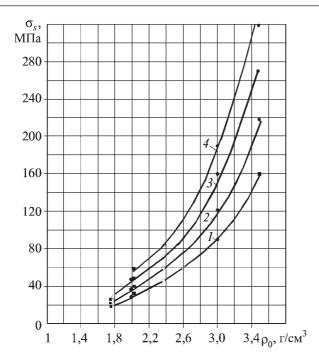


Рис. 2. Зависимости сопротивления деформации σ_s титановой губки от исходной плотности образцов ρ_0 при различном относительном обжатии, %:

$$1-10$$
; $2-20$; $3-30$; $4-40$

Для каждой исходной плотности зависимость сопротивления деформации σ_s , %, от относительного обжатия ϵ , %, близка к линейной и для практических расчетов может быть представлена полиномом вида

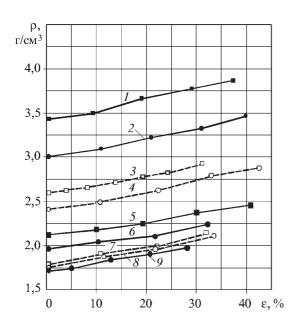


Рис. 3. Изменение плотности ρ титановой губки в зависимости от относительного обжатия ϵ образцов с различной исходной плотностью, г/см³:

$$1 - 3,47$$
; $2 - 3,01$; $3 - 2,60$; $4 - 2,45$; $5 - 2,09$; $6 - 1,95$; $7 - 1,81$; $8 - 1,75$; $9 - 1,74$

Коэффициенты	vnавнения	регрессии ((1)	١

Исходная плотность ρ_0 , г/см ³	а	b
3,47	5,28	110,7
3,01	3,31	58,5
2,60	1,64	43,5
2,09	1,07	20,5
1,95	0,98	18,0
1,75	0,465	14,0

$$\sigma_s = a\varepsilon + b,$$
 (1)

где a, b — эмпирические коэффициенты.

Значения коэффициентов a и b для исследованных пределов изменения исходной плотности ρ_0 и относительного обжатия ϵ (от 10 до 40 %) (таблица).

В механике сплошных сред применяют различные виды зависимостей σ_s от термомеханических параметров деформации. При этом для оценки сдвиговых деформаций используют параметры e (степени деформации) или Λ (степени деформации сдвига), которые могут быть выражены через относительное обжатие ϵ по известным формулам. Используя результаты приведенных опытов, можно также оценить степень деформации объема ϵ^o по формуле $\epsilon^o = -\exp(\rho/\rho_0)$ и отобразить полученные зависимости в координатах $\sigma_s = f(\rho_0, \epsilon^o, \Lambda)$, как это предлагалось в работе [6], для приближения описания свойств материала к категориям механики сплошной среды.

Как видно из данных, приведенных в таблице, с повышением плотности титановой губки увеличиваются одновременно и коэффициент a, и коэффициент b. Увеличение коэффициента *b* в 7,9 раза на заданном интервале изменения плотности свидетельствует о повышении прочностных свойств материала по мере повышения этой характеристики. На этом же интервале плотности увеличение коэффициента а происходит в 11,3 раза, так как сам коэффициент оценивает пропорциональность сопротивления деформации и относительного обжатия, то это говорит о возрастании эффекта степенного упрочнения губки по мере снижения ее пористости. Таким образом, еще раз подтверждается тезис о том, что по мере приближения плотности губки к плотности компактного титана исчерпывается возможность перетекания металла в поры, и он более интенсивно подвергается нагартовке.

Полученные экспериментальные данные могут быть использованы для оценки сопротивления деформации титановой губки при комнатной температуре в зависимости от физико-механических характеристик материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Логинов Ю.Н., Карсаков В.В., Хайкин Б.Е.** Сокращение образования трещин на поверхности расходуе-

мых титановых электродов // Технология легких сплавов. 1984. \mathbb{N}_{2} 6. С. 62–64.

- 2. Пат. № US7156974 США, МКИ С 25 С 3/28. Method of manufacturing titanium and titanium alloy products / L. Strezov, I. Ratchev, S. Osborn, K. Mukunthan. Заявитель ВНР Billiton Innovation Pty. Ltd. (Victoria, AU); опубл. 27.02.03.
- 3. **Ободовский Е.С., Лаптев А.М.** Влияние технологических факторов на свойства плотных брикетов и изделий из титановой губки // Порошковая металлургия. 1987. № 4. С. 28—33.
- 4. **Компактный** титан, полученный из губки деформированием и термической обработкой / В.И. Новожонов, А.Г. Залазинский, Н.И. Модер и др. // Кузнечно-штам-

- повочное производство: перспективы и развитие. Екатеринбург: ГОУ ВПО "УГТУ—УПИ", 2005. С. 386—388.
- 5. **Переработка** блоков губчатого титана / Р.А. Сандлер, А.Н. Петрунько, В.А. Лихтерман и др. М.: Металлургия, 1987. 158 с.
- 6. **Логинов Ю.Н., Шарафутдинов Н.Н., Колмогоров В.Л.** Об уравнениях связи напряжений и деформаций для сжимаемого жестко-пластического материала // Технология легких сплавов, 1977. № 4. С. 20–25.

Алексей Иванович Потапов, канд. техн. наук; Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук, unl@mtf.ustu.ru;

Дмитрий Иванович Вичужанин, канд. техн. наук

УДК 621.73.06

Э.Ф. Богданов, И.Н. Черкасова (МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Графики силы деформирования при штамповке на кривошипных горячештамповочных прессах

Рассмотрены графики силы деформирования заготовок в открытых штампах на кривошипных горячештамповочных прессах. Графики применимы при проектировании горячештамповочных прессов и при определении потерь энергии на пластическую деформацию поковки и упругую безвозвратную деформацию системы пресса.

Graphs of deformation force of blanks in open dies on crank hot-stamping presses are considered. Graphs are applicable when designing of hot-stamping presses and in the determination of energy losses due to plastic deformation of forging and elastic irrietrievable deformation of press.

Ключевые слова: графики силы деформирования; пресс; разработка; проектирование; штамповка.

Keywords: graphs of deformation force; press; development; projecting; stamping.

При проектировании кривошипных горячештамповочных прессов (КГШП) за основу принимается график силы деформирования, предложенный В.Ф. Волковицким для двухпереходной штамповки в открытых штампах (рис. 1). На этом графике граница между переходами штамповки занижает силу деформирования в конце первого перехода в 2—3 раза.

Я.М. Охрименко был сделан анализ обобщенного эмпирического уравнения силы деформирования при штамповке на КГШП в безразмерных относительных координатах:

$$\frac{P}{P_{\text{max}}} = d_1 + d_2 \frac{H}{H_{\Sigma}} + (1 - d_1 - d_2) \left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right)^p, \tag{1}$$

где P и $P_{\rm max}$ — соответственно текущая и максимальная (в конце штамповки в окончательном ручье) сила деформирования; H и H_{Σ} — соответственно текущая и суммарная величины хода при пластическом дефор-

мировании заготовки; d_1 , d_2 — коэффициенты; p — по-казатель степени.

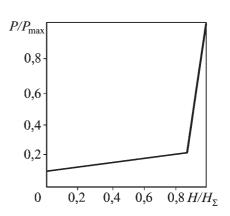


Рис. 1. Линеаризованный график силы пластического деформирования при штамповке за два перехода на КГШП в открытых штампах

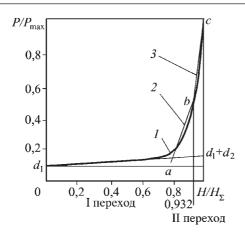


Рис. 2. Графики силы пластического деформирования при штамповке за два перехода на КГШП в открытых штампах: 1 — суммарный степенной график; 2 — кусочно-линейный график первого перехода d_1ab ; 3 — линейный график второго перехода bc

На рис. 2 уравнение (1) представлено в виде кривой I, характерной для процесса штамповки в открытых штампах. Для типовой круглой в плане поковки (принятой при проектировании универсальных КГШП) $d_1 = 0.08$; $d_2 = 0.05$; p = 12. Для более сложных поковок (при проектировании специализированных КГШП) коэффициенты d_1 и d_2 могут иметь другие значения.

Для базовой двухпереходной штамповки границей между переходами было принято $H/H_{\Sigma}=0,932$ (точка b на рис. 2), где $P/P_{\rm max}=0,5$. На практике при продольной штамповке в торец в зависимости от сложности поковки первый переход может включать осадку и деформирование заготовки в одном-двух заготовительно-предварительных ручьях.

При полном использовании силы КГШП с учетом возможности попадания в штамп "подстуженных" или недогретых заготовок А.А. Игнатов и Т.А. Игнатова рекомендуют, чтобы максимальная сила $P_{\rm max}$ деформирования расчетной поковки в окончательном ручье была не больше $0.75P_{\rm H}$ ($P_{\rm H}$ — номинальная сила пресса). Тогда в конце первого перехода сила деформирования $P_{\rm A}$ не больше $0.375P_{\rm H}$. Суммарный ход $H_{\Sigma}=0.15H_{\rm H}$, где $H_{\rm H}$ — полный ход ползуна пресса, ход деформирования за первый переход $H_{\rm A}=0.932H_{\rm E}=0.14H_{\rm H}$; за второй переход — $H_{\rm A}=0.068H_{\rm E}=0.01H_{\rm H}$.

Площадь под кривой I на рис. 2 в принятых координатах определяет относительную работу $A_{\rm пл}$ пластической деформации заготовки за первый и второй переходы (в предварительном и окончательном ручьях) по отношению к условной максимальной работе $A_{\rm max} = P_{\rm max} H_{\Sigma}$.

Для первого перехода:

$$\frac{A_{\text{III}}}{A_{\text{max}}} = \int_{0}^{0.932} \frac{P}{P_{\text{max}}} d\left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right) = d_{1} \frac{H}{H_{\Sigma}} \Big|_{0}^{0.932} + \frac{d_{2}}{2} \left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right)^{2} \Big|_{0}^{0.932} + \frac{1 - d_{1} - d_{2}}{p + 1} \left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right)^{p+1} \Big|_{0}^{0.932}.$$
(2)

При подстановке значений d_1 , d_2 и p получим:

$$A_{\text{пл}} = 0.123 A_{\text{max}} = 0.0185 P_{\text{max}} H_{\text{п}} = 0.0138 P_{\text{H}} H_{\text{п}}.$$

Для второго перехода:

$$\frac{A_{\text{max}}}{A_{\text{max}}} = \int_{0.932}^{1} \frac{P}{P_{\text{max}}} d\left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right) =
= d_1 \frac{H}{H_{\Sigma}} \Big|_{0.932}^{1} + \frac{d_2}{2} \left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right)^{2} \Big|_{0.932}^{1} +
+ \frac{1 - d_1 - d_2}{p + 1} \left(\frac{H}{H_{\Sigma}}\right)^{p+1} \Big|_{0.932}^{1};$$
(3)

$$A_{\scriptscriptstyle \Pi \Pi} = 0.049 A_{\scriptscriptstyle
m max} = 0.0073 P_{\scriptscriptstyle
m max} H_{\scriptscriptstyle \Pi} = 0.0055 P_{\scriptscriptstyle
m H} H_{\scriptscriptstyle \Pi} \,.$$

Для упрощения расчетов степенной график относительной силы деформирования (рис. 2, кривая I) для первого перехода аппроксимируем кусочно-линейным, состоящим из двух прямых d_1a и ab так, чтобы площади под обоими графиками были равны. Начальный линейный участок описывается уравнением прямой $P/P_{\rm max} = d_1 + d_2H/H_{\Sigma}$ до точки a, где $H/H_{\Sigma} = 0.79$; $P/P_{\rm max} = 0.12$.

Этот участок графика соответствует процессу осадки при медленном росте силы деформирования. Вторая прямая соединяет точку a с кривой I в точке b, где $P/P_{\rm max}=0.5$; $H/H_{\Sigma}=0.932$. Второй участок первого перехода характеризуется резким возрастанием силы деформирования при заполнении полостей предварительного ручья. Для аппроксимации второго перехода достаточно соединить прямой линией точки b и c; при этом площадь под прямой будет больше, чем под кривой I на 4.1%. Во время второго перехода при доштамповке заготовки в окончательном ручье за очень короткий рабочий ход ползуна (около $0.01H_{\rm m}$) сила деформирования возрастает в 2 раза.

Площади под каждым из трех линейных участков графика, соответствующие работе пластической деформации, подсчитываются по формуле площади трапеции с учетом размерности координат. Для начального линейного участка первого перехода: $A_{\Pi \Lambda} = 0.79(0.08 + 0.12)/2A_{\max} = 0.079P_{\max}H_{\Sigma} = 0.079\cdot0.75P_{\mathrm{H}}\cdot0.15H_{\Pi} = 0.0089P_{\mathrm{H}}H_{\Pi}$.

Для второго линейного участка первого перехода: $A_{\Pi\Pi} = 0.142 \cdot (0.12 + 0.5)/2 A_{\max} = 0.044 \times 0.75 P_{\text{H}} \cdot 0.15 H_{\Pi} = 0.0049 P_{\text{H}} H_{\Pi}$. В сумме для первого перехода: $A_{\Pi\Pi} = 0.0138 P_{\text{H}} H_{\Pi}$.

Для второго перехода по формуле площади трапеции: $A_{\Pi\Pi}=0.068(1+0.5)/2A_{\max}=0.051A_{\max}$. Для корректировки площади введем поправочный коэффициент, равный 0,959. Тогда для второго перехода: $A_{\Pi\Pi}=0.959\cdot0.051A_{\max}=0.0055P_{\rm H}H_{\Pi}$. Как и следовало ожидать, результаты расчетов для обоих переходов получились такими же, как и для степенного графика.

Энергетические показатели шт	амповки расчетной
заготовки на КГШП сило	й $P_{} = 25 \text{ MH}$

Энергетиче- ские показа- тели	Первый переход	Второй переход	Сумма двух переходов
$P_{\scriptscriptstyle m A}$, MH	$0,375P_{_{ m H}}$	_	
$P_{\rm max}$, MH	ı	$0.75P_{_{ m H}}$	_
$A_{\scriptscriptstyle \Pi\!\Pi}$, кДж	121,1	48,1	169,2
$A_{ m y}$, кДж	7,6	30,3	37,9
$A = A_{\text{пл}} + A_{\text{y}},$ кДж	128,7	78,4	207,1

В таблице приведены результаты расчетов работы пластической деформации за первый и второй переходы штамповки на КГШП силой $P_{\rm H}=25$ МН, $H_{\rm H}=$ = 350 MM.

Ход ползуна пресса при каждом переходе штамповки из-за упругой деформации системы пресса (станина – кривошипно-ползунный механизм – штамп) увеличивается на ΔH . В конце первого перехода для расчетной заготовки $\Delta H = P_{\rm I\!\!/} / C_{\rm I\!\!/}$, где $C_{\rm I\!\!/} -$ жесткость системы пресса. Для КГШП $P_{\rm H} = 25$ МН $C_{\rm \Pi} =$

= 11,6 MH/мм, при силе деформирования P_{π} = $= 0.375P_{\rm H} \Delta H = 0.81 \text{ MM}.$

При разгрузке пресса начало хода ползуна вверх проходит в пределах угла заклинивания кривошипно-ползунного механизма. Упругая энергия, накопленная системой пресса, не возвращается. Работа привода при разгрузке пресса $A_{y}^{"} = A_{y}^{'}$. Суммарная величина $A_{y} = A_{y}^{'} + A_{y}^{''}$. В конце первого перехода $A_{y} =$ = 7,6 кДж. Работа упругой деформации при ходе пресса вниз за второй переход $A'_{v} = P_{\text{max}} \Delta H / 2$. Для второго перехода $P_{\rm max} = 0.75 P_{\rm H}, \Delta H = 1.62$ мм, $A_{\rm y} = 30.3$ кДж.

- 1. Кусочно-линейный график силы пластического деформирования из трех участков упрощает оценку затрат энергии на пластическую деформацию заготовки за первый и второй переходы штамповки в открытых штампах на КГШП.
- 2. Кусочно-линейный график хорошо отражает характер процесса увеличения силы пластического деформирования заготовки за первый, второй переходы и четко фиксирует границу между переходами.

Энгель Фёдорович Богданов, д-р техн. наук, kafedramt6@jmail.com;

Изабелла Николаевна Черкасова, канд. техн. наук



ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ СИСТЕМ. ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СПЛАВАХ:

учебное пособие

О.Е. Осинцев

М.: Машиностроение, 2009. 352 с.: ил.

Цена 550 р. с НДС

Рассмотрены двойные и тройные диаграммы состояния металлических систем. Изложена методика построения изотермических и политермических разрезов и анализа фазовых превращений в различных сплавах, приведена их структура. Рассмотрены теоретические основы термодинамики в ее приложении к изучению фазовых равновесий. С использованием метода геометрической термодинамики проведен анализ двойных диаграмм состояния. При анализе трехкомпонентных диаграмм состояния с двойными и тройными промежуточными фазами с несколькими четырехфазными нонвариантными реакциями использованы структурные схемы фазовых равновесий.

Для студентов машиностроительных и металлургических вузов, специализирующихся в области материаловедения, термической обработки, порошковых, композиционных материалов и защитных покрытий и других смежных специальностей. Может быть полезно аспирантам и широкому кругу научных работников в области металловеления.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в ООО "Издательство Машиностроение" в отдел продаж, маркетинга и рекламы: по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ



ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.77.4

И.А. Бурлаков, И.А. Боровских, С.В. Морозов (ФГУП "ММПП "Салют", Москва)

Компьютерное моделирование процессов изотермической раскатки дисков газотурбинных двигателей

Предложен метод компьютерного моделирования процесса изотермической раскатки и разработан алгоритм подготовки исходных данных для моделирования в системах QFORM и ANSYS со сравнительным анализом расчетных и экспериментальных данных, который показал удовлетворительное для практических целей качественное и количественное совпадение результатов.

Computer simulation of jet disks isothermal rolling using the systems QFORM and ANSYS and the necessary initial information for calculation are consindered. It is shown that calculated data satisfactory meet the experimental values.

Ключевые слова: компьютерное моделирование; изотермическая раскатка; газотурбинный двигатель; диск.

Keywords: computer simulation; isotermal rolling; jet engine; disk.

Характерной особенностью процесса изотермической раскатки является локальный очаг деформации, со сложным напряженно-деформированным состоянием. Компьютерное моделирование процесса связано с постановкой и решением задачи объемного напряженно-деформированного состояния.

Сложность заключается в недопустимости постановки задачи как плоской, так и осесимметричной, из-за наличия постоянно смещающегося по спирали от центра заготовки к периферии локального очага деформации и присутствия внеконтактной деформации [1]. Большинство существующих специализированных программ не предоставляют возможности постановки и решения указанной задачи. Известны попытки моделирования процесса изотермической раскатки в среде ANSYS (ИПСМ РАН) [2], но данные о реальном применении его на практике отсутствуют.

Для решения задачи изотермической раскатки были выбраны программные комплексы QFORM-3D и ANSYS.

Программные комплексы, основанные на методе конечных элементов, позволяют осуществлять трехмерное моделирование различных процессов пластического деформирования поковок произвольной формы и с высокой достоверностью производить моделирование процессов изотермической раскатки дисков ГТД. Достоверность моделирования подтверждается многочисленными экспериментальными данными.

Проектирование процесса изотермической раскатки как в ANSYS, так и в QFORM-3D состоит из трех основных этапов:

- 1) подготовка и ввод исходных данных (экспорт);
- 2) расчет напряженно-деформированного состояния и энергосиловых параметров в процессе пластического формоизменения;
- 3) обработка результатов расчета, которые могут быть представлены в виде:
 - цветограммы;
- графиков зависимости сил и деформаций по ходу процесса;
 - текстовых файлов.

Исходные данные для моделирования условно разбиты на три основные группы (рис. 1, см. обложку) по их функциональной нагрузке.

К первой группе относятся данные, описывающие геометрию моделируемого процесса (трехмерная геометрия заготовки и инструмента).

Ко второй группе — данные, связанные с физическими, механическими и тепловыми свойствами материала моделируемой заготовки.

К третьей группе — технологические данные: траектория перемещения инструмента, линейные и угловые скорости заготовки и инструмента.

Импорт трехмерной геометрии в программные комплексы производится встроенным графическим модулем препроцессора.

Для исходных данных возможен импорт следующих файлов: IGES; Parasolid; Sat — твердотельный

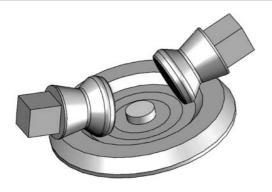


Рис. 2. Исходная геометрическая модель

формат программных комплексов; DB — конечно-элементный формат программных комплексов.

Возможен прямой экспорт информации из следующих CAD-систем твердотельного моделирования: Unigraphics; SolidWorks; Solid Edge; AutoCAD; TFlexCAD; Komnac-3D.

Исходная твердотельная геометрия заготовки и инструмента в положении, соответствующем началу процесса раскатки (рис. 2), создана в CAD-системе и импортирована в комплекс.

Для моделирования процесса изотермической раскатки диска 4-й ступени КНД были использованы экспериментальные данные о механических свойствах сплава ВТ9 (рис. 3) и [3].

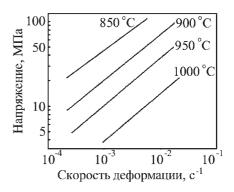


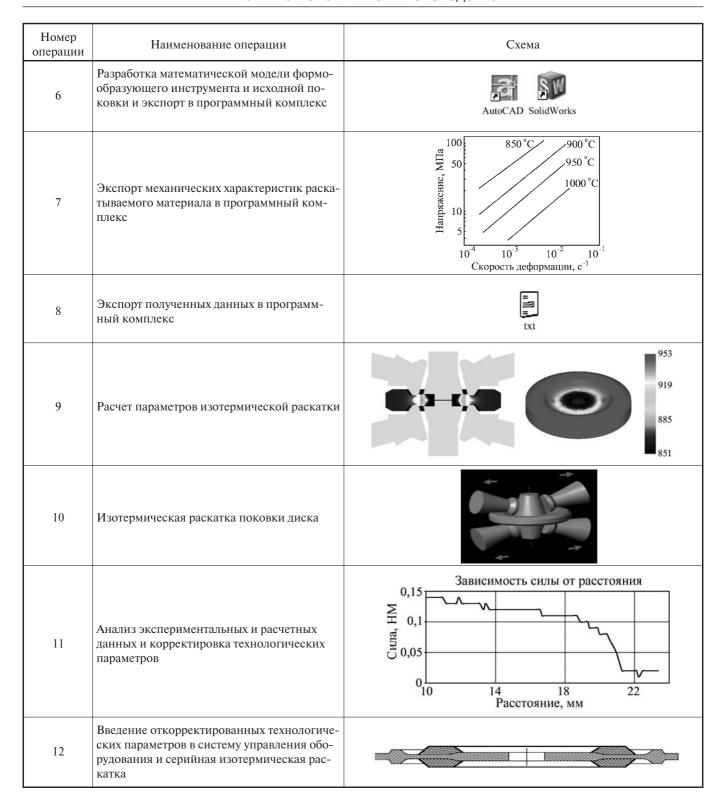
Рис. 3. Зависимость напряжения течения от скорости деформации сплава BT9 со структурой в состоянии поставки при различных температурах деформации

Алгоритм разработки технологического процесса раскатки с учетом последовательности расчета (табл. 1) позволяет определить площадь пятна контакта ролика с заготовкой, причем площадь пятна контакта определяется при помощи как инженерного метода, так и по результатам моделирования (табл. 2, рис. 4).

Инженерный метод целесообразно применять для ориентировочной оценки сил, второй — для более точного расчета технологических параметров процесса. Температура окружающей среды и инструментов принималась равной 960 °C (изотермические условия).

1. Последовательность расчета параметров процесса раскатки

Номер операции	Наименование операции	Схема
1	Анализ чертежа раскатываемой детали	Zyraummuarilli
2	Разработка эскиза раскатанной заготовки	
3	Расчет траектории формообразующего инструмента	Траектория перемещения инструмента ———————————————————————————————————
4	Определение координат узловых точек траектории	2 5 6 1 3 4 7 8
5	Расчет кинематических параметров элементов траектории	t_1 t_2 t_3 t_7



Смазка — идеальная (фактор трения был принят равным 0). Параметры технологического оборудования представлены на рис. 5. Алгоритм разработки технологического процесса раскатки приведен на рис. 6.

Таким образом, перед проведением экспериментальных исследований технолог обладает всеми необ-

ходимыми данными для выбора рациональных технологических режимов раскатки, что практически исключает образование дефектов при раскатке в промышленных условиях.

Для моделирования технологической операции изотермической раскатки в программном комплексе

Расстояние от центра, мм Формоизменение заготовки, сечение середины сектора деформирования 110 115

2. Изменение формы очага деформации в процессе раскатки

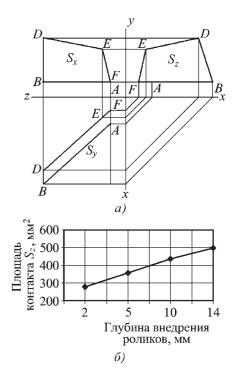


Рис. 4. Схема к расчету площадей проекций пятна контакта между роликом и заготовкой (a) и зависимость площади контакта от глубины внедрения роликов (δ)

QFORM-3D использовалась упрощенная схема. При расчете рассматривается деформирование сектора поковки 60°. Деформирование до момента начала проработки диска принимается одинаковым для всех рассматриваемых вариантов. Для закрепления заготовки использовался цилиндрический BOX диаметром 160 мм, а в комплексе ANSYS — полномасштабное моделирование со следующими допущениями:



Рис. 5. Параметры технологического оборудования для моделирования изотермической раскатки дисков

- 1. Рассмотрен технологический процесс на половине диска, жестко закрепленном в осевом направлении.
 - 2. Ролики приняты абсолютно жесткими телами.
- 3. Ролики приняты невращающимися, а коэффициент трения между роликом и диском, равным коэффициенту трения качения.

Результаты моделирования процесса раскатки и экспериментальные данные изменения сил при раскатке показали удовлетворительное качественное и количественное совпадение (рис. 7). Полученные расчетные данные позволяют оценить характер изменения температуры (не более 2...15 °C), скорости течения металла, степени деформации при раскатке в осевом или радиальном направлении (рис. 8, см. обложку). По методике расчета процесса раскатки находят технологические параметры процесса раскатки. В технологической карте отражают изменение сил раскатки - экспериментальные и расчетные данные, скорости вращения роликов по участкам, изменение температуры и скорости деформации при раскатке, изменение формы заготовки. Это позволяет на основе анализа полученных данных разработать окончательные рекомендации по раскатке в реальных условиях.

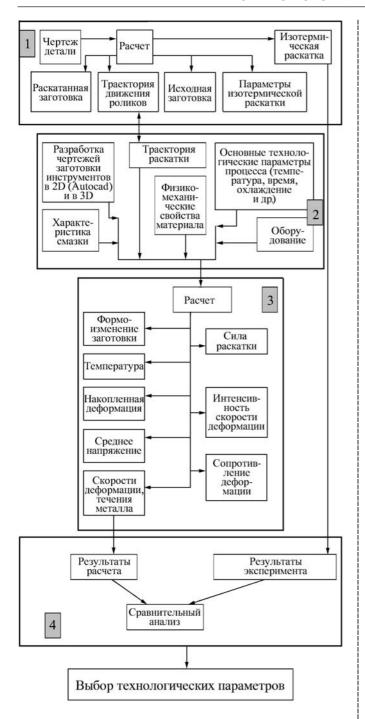


Рис. 6. Алгоритм разработки технологического процесса раскатки:

- 1 блок исходных данных для проведения эксперимента;
- 2 блок исходных данных для расчета; 3 расчетный блок;
- 4 блок обработки результатов

Выволы

1. Разработанный метод математического моделирования процесса изотермической раскатки с помощью программных комплексов QFORM-3D и ANSYS позволяет получить графики силы на инструменте, формоизменение заготовки с распределением дефор-

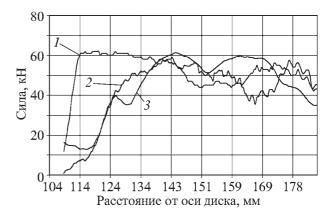


Рис. 7. Изменение силы раскатки в процессе изотермической раскатки заготовки из сплава BT9 ($N=0.75~{\rm muh}^{-1},~f=1.5~{\rm mm/of},~T=950~{\rm ^{\circ}C}$):

1 — расчетная зависимость, полученная программным комплексом QFORM-3D; 2 — расчетная зависимость, полученная программным комплексом ANSYS; 3 — экспериментальная диаграмма

мации, тепловые параметры технологического процесса, что делает возможным определение рациональных технологических режимов изотермической раскатки.

- 2. Установлен незначительный (до 2...15 °C) рост температуры в очаге деформации в процессе изотермической раскатки.
- 3. Сравнительный анализ расчетных и экспериментальных данных показал удовлетворительное для практических целей качественное и количественное совпадение результатов.

Выявлено, что программный комплекс ANSYS позволяет более точно моделировать процесс изотермической раскатки, однако программа QFORM-3D является специализированным продуктом для моделирования процессов обработки давлением и после ее доводки позволит использовать ее для анализа рассматриваемого процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Пат. 2254195 РФ**, С1, МКП B21H1/02. Способ изготовления осесимметричных деталей / Ю.С. Елисеев, И.А. Бурлаков, Ф.З. Утяшев и др. Опубл. 05 2006, Бюл. № 17.
- 2. **Кайбышев О.А. Утяшев Ф.З.** Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 438 с.
- 3. **Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М.** Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1976. 351 с.

Игорь Андреевич Бурлаков, ∂ -р mexh. hayk, burlakov@salut.ru;

Ирина Александровна Боровских, зам. начальника отдела;

Сергей Викторович Морозов, инженер-конструктор

материаловедение и новые

МАТЕРИАЛЫ

УДК 539.21

Ю.А. Быков (МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Конструкционные наноматериалы

Сделана попытка создания целостного системного представления о структуре и особенностях формирования свойств наноматериалов конструкционного назначения. С учетом специфики этих материалов предложена новая трактовка их структуры на нано- и микроуровнях. По структурному признаку и типу границ выделено 6 групп наноэлементов, определяющих свойства конструкционных наноматериалов. Рассмотрены некоторые технологические возможности их реализации. Предложенные концепции базируются на имеющихся в настоящее время теоретических и экспериментальных результатах. Тем не менее они во многом носят авторский, субъективный и, следовательно, дискуссионный характер.

The attempt of holistic systematic approach to the knowledge of structure and features for design nanomaterials properties formation is presented. The new understanding of structure at nano- and microlevels based on specific properties of nanomaterials is suggested. Six groups of nanoelements representing main properties of design nanomaterials are designated based on structure and border type features. Some technological aspects of their practical realizations are considered. Presented concepts are based on the theoretic and experimental results known at present. Meanwhile they mainly reflect author's personal and therefore discussion character.

Ключевые слова: нанотехнологии; конструкционные наноматериалы; наноэлементы.

Keywords: nanotechnologies; constructional nanomaterials; nanoelements.

Введение. В настоящее время наблюдается интенсивный рост научных исследований в области создания наноматериалов и разработки нанотехнологий. Обуславливается это тем, что, обладая своеобразной структурой, наноматериалы проявляют уникальные свойства. На основе применения наноматериалов и нанотехнологий достигнуты впечатляющие результаты в биологии, медицине, оптике, микроэлектронике и др.

Работы по созданию конструкционных наноматериалов, таких как металлы, стали, сплавы и др., ведутся давно. Предложены различные методы получения ультрадисперсных или нанопорошков, мелкокристаллических материалов и дисперсно-упрочняемых сплавов. Особенно большое количество наноматериалов синтезировано в последние годы. Достигнутые результаты позволяют сделать следующие выводы. В сравнении с традиционными материалами наноматериалы дают, и это, по-видимому, не предел, повышение твердости в 2-7 раз, предела прочности в 1,5-8 раз, предела текучести в 2-3 раза, проявляют эффект сверхпластичности у металлов и пластичности у керамик и т.д. Эти результаты, полученные в основном экспериментально-опытным путем, тем не менее свидетельствуют, что работы в этом направлении позволят добиться в качественном и количественном

отношении кардинального улучшения свойств и создания нового класса материалов.

Научные основы в области конструкционного наноматериаловедения находятся в стадии формирования и дискуссионного обсуждения.

В настоящее время происходит теоретическое осмысливание экспериментальных результатов и поиск подходов к созданию конструкционных наноматериалов. В основу этих подходов в отличие от других областей, например электроники и приборостроения, ставится задача создания массивных, а не миниатюрных объектов. В свою очередь "массивные" материалы должны быть настроены по типу поликристаллических, многофазных или композиционных систем с тем, чтобы сохранить в наноструктурном состоянии образующие их морфологические элементы. Последние в отличие от морфологических микроэлементов обладают, прежде всего, особой структурой как на электронном, так и на последующих размерных уровнях. В свою очередь структура морфологических наноэлементов зависит от их размеров и претерпевает изменения при консолидации на стадии изготовления наноматериалов. Закономерности этого процесса остаются малоизученными. Особый, а иногда и превалирующий вклад в формирование свойств материалов вносит

структурное состояние и протяженность границ, разделяющих морфологические элементы.

Существуют большие проблемы, связанные с измерением и оценкой свойств наноразмерных объектов. Для получения наноматериалов требуется разработка новых прецизионных технологий. Необходима также выработка единой терминологии и классификации в этой новой области материаловедения.

Перечисленные факторы показывают всю сложность решения задач, связанных с разработкой теории формирования рациональной структуры и, соответственно, высоких свойств, а также технологии, обеспечивающей их практическую реализацию.

В статье предпринята попытка в первом приближении предложить некоторые основы системного подхода к пониманию и прогнозированию структуры и свойств конструкционных наноматериалов, а также образующих их наноэлементов.

1. Классификация наноэлементов и наноматериалов

Для обозначения нового класса материалов применяют получивший широкое распространение термин "наноматериалы". Основное отличие наноматериалов от традиционных состоит в том, что образующие или входящие в их состав морфологические структурные элементы (наноэлементы) имеют хотя бы в одном направлении размер нанометрового уровня. Верхний предел этого уровня ограничивается значением 100 нм.

По аналогии с классификацией упрочнителей композиционных материалов наноэлементы можно разделить на три группы: нуль-мерные, одномерные и двумерные. К нуль-мерным наноэлементам относятся наночастицы, нанозерна, нанокластеры и т.д., имеющие в трех измерениях нанометровые размеры. Одномерные элементы — это нановолокна, нанопроволока и т.д. с нанометровыми размерами в двух направлениях в сечении и значительным размером в третьем измерении, т.е. по длине. Двумерными элементами являются нанослои, нанопленки, в том числе и в виде нанопокрытий, имеющие толщину нанометрового размера.

Следует разделять понятия "наноэлементы" и "нанообъекты". Их отличие состоит в том, что первые являются составной частью наноматериалов, а вторые — изолированы. Для их индивидуального обозначения следует использовать уже сложившиеся названия: нанокластеры, наночастицы, нановолокна и т.д., а также такие новые названия, как фуллерены и углеродные нанотрубки. Классификация нанообъектов по форме аналогична представленной ранее классификации наноэлементов.

Помимо классификации нанообъектов и наноэлементов возникает подобная необходимость и для наноматериалов. Одновременно требуется приведение к определенной системе также и терминологии, приме-

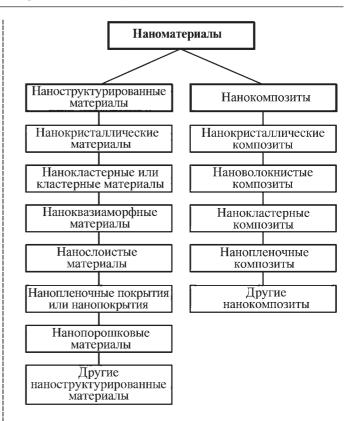


Рис. 1. Классификация наноматериалов

няемой в этом случае. Предлагается в основу классификации положить такие признаки, как количество и структура наноэлементов, образующих или входящих в состав наноматериала.

Наноматериалы по количественному признаку могут быть разбиты на две группы: наноструктурированные материалы и нанокомпозиты. В первую группу входят материалы, у которых все морфологические структурные элементы являются наноразмерными. Во второй группе количественное содержание наноэлементов составляет лишь некоторую долю. В свою очередь группы подразделяются на подгруппы поформе или структуре одного из наноэлементов. Например, первая группа включает в себя подгруппы: нанокластерные, нанослоистые материалы и т.д. Вторая группа — нанокристаллические композиты, нановолокнистые композиты и др. Схема классификации наноматериалов приведена на рис. 1.

2. Основные признаки, структура и свойства нанообъектов

Нанообъекты изучены наиболее досконально и имеющиеся о них сведения могут быть использованы применительно к наноэлементам.

Принадлежность любого объекта к разряду "нано" определяется, прежде всего, размерным фактором, т.е. количеством атомов, образующих этот объект или его размерами. Следует отметить, что этот признак не

является чисто формальным, поскольку структура нанообъекта зависит от его размеров.

Другим признаком нанообъектов является существование характерных или пороговых значений их размеров. Принято к нанообъектам относить объекты с размерами до 100 нм. Однако характерный размер 100 нм является условным в том плане, что в зависимости от природы определяемых свойств, например физических, химических либо механических, он может быть различным.

Наиболее подробное объяснение наличия порогов с точки зрения электронного строения материалов приведено в работе [1]. В практическом плане важно отметить, что свойства нанообъектов связаны с характерными размерами. При уменьшении размеров нанообъектов, начиная с этого порога, их свойства кардинально меняются. Так, при уменьшении размеров, начиная с величины, определяемой длиной волны де Бройля для электронов, нанокластер приобретает признак, присущий только атомам, а именно — квантовый размерный эффект. Для металлов этот порог составляет порядка 0,5 нм.

Другой пороговой величиной, определяющей температуру плавления нанообъекта, считается размер порядка 10 нм. При меньших размерах температура плавления интенсивно снижается и тем в большей степени, чем мельче объект. В качестве примера эта зависимость представлена на рис. 2 и 3 для чистого металла Си и для химического соединения CdS.

В отличие от физико-химических свойств, определяемых электронным строением атомов, основные механические свойства являются структурно-чувствительными, т.е. зависимыми от конструкций различных построений атомов.

Пороговые величины размеров нанообъектов, определяющих характер изменения механических свойств, остаются не выясненными. Однако в формировании этих свойств особая роль отводится поверхностному слою и доле, которую он составляет в общем

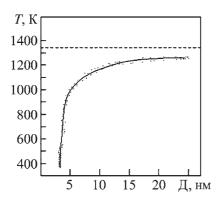
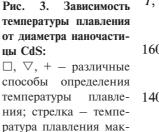


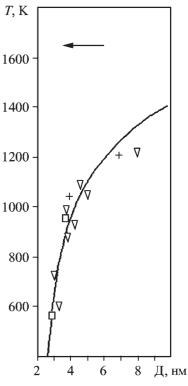
Рис. 2. Зависимость температуры плавления от диаметра наночастицы меди:

сплошная линия — расчетные значения; точки — экспериментальные значения; штриховая линия — температура плавления макроскопического образца [2]



роскопического образ-

ца CdS [3]



объеме нанообъекта. Ориентировочное представление об объемных соотношениях поверхностного слоя и, соответственно, внутренней области нанообъектов в зависимости от их размеров может быть получено путем проведения простых расчетов.

В качестве исходных данных примем, что нанообъекты имеют сферическую форму, а их поверхность представляет собой моноатомный слой толщиной, соответствующей усредненному размеру диаметра металлического атома 0,33 нм. Расчеты проводились для интервала размеров нанообъектов от 1 до 100 нм. Нижний предел соответствует наименьшему (из теоретически возможных) кластеру с плотноупакованной ГЦК структурой. Он включает в себя центральный атом, окруженный максимально возможным количеством равновеликих атомов. Число таких атомов составляет 12. Максимальный диаметр нанообъекта в соответствии с общепринятыми представлениями принят равным 100 нм. Результаты расчетов представлены на рис. 4.

По интенсивности изменения долей поверхностного слоя $\delta_{\rm II}$ и внутренней области $\delta_{\rm B}$ в зависимости от диаметра нанообъекта Д можно выделить три участка. *Первый участюк* включает в себя нанообъекты с размерами ориентировочно от 3 до 1 нм. При размере 3 нм объем или количество атомов, приходящихся на поверхностную или внутреннюю области, равны, т.е. составляют ориентировочно по 50 % каждый. При уменьшении диаметра объектов до 1 нм доля поверхностного слоя резко возрастает до 99 %, а доля внутренней области соответственно снижается до 1 %. На *втором участке*, включающем в себя нанообъекты с

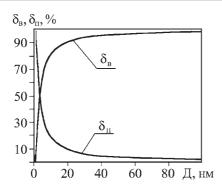


Рис. 4. Изменение доли поверхностной $\delta_{_{\rm II}}$ и внутренней $\delta_{_{\rm B}}$ областей в зависимости от диаметра сферического нанообъекта

размерами, уменьшающимися от 50 до 3 нм, наблюдаются менее интенсивный рост δ_{Π} и, соответственно, снижение $\delta_{\rm B}$. Доля поверхности в этом интервале увеличивается от 4 до 50 %, а доля внутренней области снижается от 96 до 50 %. *Третий участок* с размерами нанообъектов от 100 до 50 нм характеризуется крайне малым от 2 до 4 % вкладом поверхности в общий объем нанообъекта при значительном от 98 до 96 % вкладе внутренней области.

По величине $\delta_{\rm II}$ или по соответствующему ей диаметру сферических нанообъектов последние можно подразделить на три группы по аналогии с градацией участков на зависимости $\delta_{\Pi} = f(\Pi)$. Первая группа нанообъектов имеет размеры от 1 до 3 нм и δ_{π} от 99 до 50~%, вторая группа — от 3 до 50~нм и δ_{π} от 50~до 4 % и третья группа от 50 до 100 нм и $\delta_{\rm n}$ от 4 до 2 %. Указанные размеры Д и величины δ_{π} можно считать пороговыми для различных групп нанообъектов. Однако градацию нанообъектов по группам более правильно проводить, используя $\delta_{\text{п}}.$ Тем не менее, поскольку определение δ_{π} экспериментально практически невозможно, оценка нанообъектов проводится по их размеру. В этом случае нужно принимать во внимание следующее. В реальных условиях поверхность нанообъектов не идеальна, а их форма отличается от сферической. Это означает, что такие нанообъекты имеют более развитую поверхность и для одних и тех же значений δ_{Π} их размер должен быть выше, чем у идеальных сферических объектов.

Следует также учитывать, что одному и тому же пороговому значению δ_{Π} будут соответствовать различные значения Д, если образующие нанообъекты атомы отличаются по размерам. По данным работы [4] у кластера с ГЦК структурой, образованной 5083 атомами, на долю поверхности приходится 1212 атомов и $\delta_{\Pi} = 23,8$ %. Диаметр нанообъекта в этом случае для атомов железа (диаметр 0,248 нм) составит 5,7 нм, а для атомов свинца (диаметр 0,35 нм) — существенно выше, а именно 8,05 нм.

Влияние поверхностного слоя на структуру и свойства нанообъектов обусловлено его особым структур-

ным состоянием. Оно проявляется в том, что атомы, расположенные на поверхности, имеют ненасыщенные связи, а также более низкие, чем в объеме, координационные числа и, соответственно, меньшую величину межатомной силы связи. Поверхностный слой характеризуется повышенной в сравнении с объемом энергией, что является причиной деформации кристаллической решетки нанообъекта или образования новой структуры [5].

Естественно предположить, что структурное состояние нанообъектов непосредственно связано с величиной доли их объема, приходящейся на поверхностный слой $\delta_{\rm n}$. По этому параметру все нанообъекты, как показано ранее при модельных расчетах, можно разбить на три группы. Это деление предполагает существование и трех групп нанообъектов, отличающихся по структуре. К настоящему времени имеются сведения о структуре различных по размерам нанообъектов. Эти данные, рассматриваемые индивидуально, подчас носят противоречивый характер, что требует проведения их анализа.

В основу анализа структур объектов в зависимости от их размеров может быть положен принцип, состоящий в следующем. Любой объект включает в себя структуры предшествующих более мелких объектов. С использованием этого принципа можно гипотетически представить схему изменения структуры по сечению как нано-, так и микрообъектов от поверхности к сердцевине (рис. 5, a), а также провести подразделение их на группы по структурному или размерному признаку (рис. 5, 6). К сожалению, отсутствуют сведения о механических свойствах нанообъектов и тем более по их объему или сечению.

Представленная на рис. 5, *а* зависимость изменения твердости по сечению нанообъекта базируется на

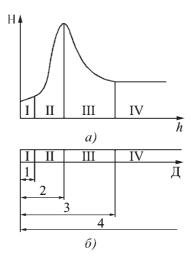


Рис. 5. Схема изменения структуры и твердости H по сечению объектов на расстоянии h от поверхности к сердцевине (a) и их классификация по структуре или диаметру Д (δ):

I-IV — области различных структурных состояний; 1-4 — группы объектов

следующих положениях. Во-первых, свойства зависят от типа структуры и являются достаточно предсказуемыми. В отличие от структуры массивных объектов структура нанообъектов независимо от ее типа имеет общую особенность. Она вытекает из признака нанообъектов, состоящего в том, что в отличие от микро- и макрообъектов у нанообъектов отсутствует трансляционная симметрия в распределении свойств, т.е. они изменяются от точки к точке в каком-либо направлении. Например, твердость меняется от поверхности объекта к его сердцевине (см. рис. 5, а).

Между свойствами и структурой существует связь, а именно плавное изменение свойств по объему нанообъекта свидетельствует о соответствующем постепенном изменении в расположении атомов при переходе от одной плоскости или поверхности расположения атомов к другой. В соответствии с этим можно представить последовательность изменения структуры по объему объекта (см. рис. 5, а). Поверхностный слой I находится в квазиаморфном состоянии. Затем следует переходная область II с особой, назовем ее кластерной, структурой. Далее идет приповерхностная область III с искаженной кристаллической структурой. Внутренняя или центральная область IV имеет стабильную не искаженную кристаллическую решетку, присущую микро- и макрообъектам.

Данная схема может быть положена в основу разделения объектов на группы по структурному или размерному признаку (см. рис. 5, δ). В порядке увеличения размеров *первую группу* составляют нанообъекты с квазиаморфной (I) структурой. Эту группу можно отнести к малоразмерным нанокластерам, свойства которых определяются в основном электронной структурой. Они, существуя изолированно, могут образовывать специфическую атомную структуру в виде оболочек. К ним, например, принадлежат молекулярные кластеры, представляющие собой различного типа фуллерены, углеродные нанотрубки и т.д. *Вторая группа* включает в себя квазиаморфный (I) поверхностный слой и внутреннюю область с кластерной (II) структурой.

В целом нанообъекты первой и второй групп можно отнести к разряду нанокластеров. Нанокластеры представляют собой структурные образования атомов с двумя (димеры) и бо́льшим их количеством, отличающиеся от кристаллической структуры, присущей нанокристаллам, микро- и нанообъектам.

Нанообъекты *третьей группы* имеют аналогичное предшествующим группам расположение структур в последовательности I, II. Далее следует центральная область со структурой искаженной кристаллической решетки (III). По мере увеличения размеров нанообъекта степень искажения кристаллической решетки уменьшается вплоть до нулевого значения. Нанообъекты третьей группы, содержащие кристаллическую составляющую, относятся к разряду нанокристаллических объектов. У более крупных объектов (*четвертая группа*) в центральной части появляется область с

неискаженной кристаллической решеткой (IV). Вне зависимости от размера этой области параметры ее решетки и свойства будут постоянными. Указанные признаки являются характерными для микрообъектов. Однако следует иметь в виду, что свойства микрообъектов будут зависеть от размеров до тех пор, пока с ростом последних вклад в свойства поверхностных областей не станет ничтожно малым. С этого момента следует относить объекты к разряду микро, а предшествующее их состояние рассматривать как переходное.

В технической литературе приводится значительное количество экспериментальных данных, которые находятся в согласии с предложенной схемой структурного состояния нанообъектов. Прежде всего они подтверждают зависимость структуры от величины $\delta_{\rm m}$. Так, например, с уменьшением размера и, следовательно, увеличения δ_{Π} нанообъектов (частиц) Fe, Cr, Cd, Se наблюдается исчезновение кристаллической и появление аморфной структуры [5]. Однако учитывая, что в нанообъектах изменение структуры по сечению или объему подчиняется определенной закономерности или порядку, следует рассматривать ее как квазиаморфную. Можно считать экспериментально доказанным, что кристаллическая решетка нанообъектов находится в искаженном деформированном состоянии, что соответствует области III. Общепризнанным является также то, что эти искажения обусловлены воздействием поверхностного слоя, создающего сжимающие напряжения. Этот квазиаморфный слой (I) имеет специфические особенности поверхности и, учитывая ее неровность, может иметь глубину от 1 до

Таким образом, существование областей I, III и тем более IV (массивные объекты) не вызывает сомнений и подтверждается экспериментально. Необходимость проявления второй структурной составляющей (II) обуславливается следующим. Вторая структурная составляющая обеспечивает плавный переход между резко отличающимися между собой квазиаморфной (I) и кристаллической (III) структурами. По этой причине она должна обладать особым строением, которое можно назвать кластерным.

Находит подтверждение также возможность существования различных групп и пороговых размеров нанообъектов. При определении пороговых размеров нанообъектов, ответственных за механические свойства, необходимо учитывать следующую особенность. Она состоит в том, что существует три группы нанообъектов, отличающихся по структуре и свойствам и, соответственно, каждый из них должен иметь не один, а два — верхний и нижний пороги размеров.

Нанообъекты первой группы имеют нижний порог, соответствующий размеру димера, а верхний ориентировочно 1...2 нм. В то же время этот порог будет нижним для нанообъектов второй группы. Относительно ее верхнего порога можно отметить следующее. В работе [6] приведен только минимальный раз-

мер нанообъектов, имеющих кристаллическую структуру. По предложенной классификации он соответствует верхнему пороговому размеру нанообъектов второй группы и нижнему порогу нанообъектов третьей группы. Наблюдается большой разброс этих пороговых значений, которые в зависимости от метода их определения составляют: при рентгеновском и электронографическом исследованиях от 3 до 5 нм, при использовании других физических методов от 1 до 40 нм. Верхний пороговый размер нанообъектов третьей группы, принимая во внимание утвердившееся мнение о максимальном размере нанообъектов, составит 100 нм. Объекты четвертой группы, относящиеся к массивным, естественно не имеют верхнего порогового значения.

Расхождение, по данным литературы, пороговых значений размеров кластеров свидетельствует не только об уровне точности измерений, но и о влиянии на величину порога различных факторов. Пороговый размер определяется структурой объекта, которая в свою очередь зависит от химического состава и технологии получения. В последнем случае немаловажной особенностью нанообъектов является зависимость формирования структуры и свойств от контакта с окружающей средой. Воздействие этих факторов на структуру нанообъектов предполагает не только изменение толщин структурных слоев, но и перестройку структуры. Основанием для таких выводов служат результаты экспериментов [5], зафиксировавшие существование нанообъектов с размером 1 нм и кристаллической решеткой, а также нанообъектов с кристаллической структурой, отличной от структуры массивных объектов.

Возможность образования таких новых структур объясняется следующим. При уменьшении размеров нанообъекта доля поверхности δ_{Π} в общем его объеме возрастает. Увеличивается поверхностная и, соответственно, полная энергия системы. Для ее снижения оказывается выгодным образование не только кластерных, но и новых плотноупакованных кристаллических структур.

Образование новых кристаллических структур возможно только у нанообъектов малых размеров, т.е. относящихся ко второй группе. В отличие от всех других структур новая структура не может присутствовать в составе более крупных третьей и четвертой групп объектов. При образовании нанообъектов, связанных с увеличением их размеров, новая кристаллическая структура должна претерпевать соответствующую трансформацию.

Пороговые размеры нанообъектов при оценке их механических свойств определяются структурой, которая зависит от химического состава и технологии

получения объектов. Для материалов одного и того же химического состава определенную роль в формировании структуры нанообъектов играет технология. В связи с этим в основу классификации нанообъектов иногда закладывается фактор их происхождения и получения [7]. Тем не менее, при одинаковых перечисленных условиях фактором, определяющим структуру и свойства нанообъектов, будет являться их размер.

Предложенная классификация нанообъектов представляет интерес для ее применения, например, при выборе фракционного состава порошка для получения высокотвердых абразивных материалов, обеспечении высокой уплотняемости при холодном прессовании заготовок, получении после спекания материала с высокой прочностью либо пластичностью, получении материала с ультрадисперсной структурой либо с новой кристаллической решеткой и вытекающими из этого уникальными свойствами и т.д.

В то же время полученные результаты позволяют составить представления о некоторых технологических сложностях изготовления нанопорошков. Прежде всего возможность достижения максимально полезного уровня свойств сталкивается с необходимостью обеспечения узкого фракционного состава порошка, что связано с зависимостью свойств от размера его частиц. Решение этой проблемы требует разработки специальных методов и аппаратуры сепарирования нанопорошков или создания соответствующих технологий их получения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Биленко Д.И.** Физические основы нанотехнологии // Энциклопедия. Современное естествознание. Т. 10. Современная технология. М.: Изд. Дом Магистр Пресс 2001. С. 12.
- Buffat P., Bozel I. // Phys. Rev. A. 1976. Vol. 13.
 P. 2287.
- 3. Goldstein A.N., Echer C.M. Alivisatos // Science. 1992. P. 1425.
- 4. **Пул Ч., Оуэнкс Ф.** Нанотехнологии. М.: Техносфера, 2004. 328 с.
- 5. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. М.: Физматлит, 2003. 224 с.
- 6. **Генералов М.Б.** Криохимическая нанотехнология. М.: ИКЦ Академкнига, 2006. 325 с.
- 7. **Суздалев И.П.** Нанотехнологии: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: КомКнига, 2006. 592 с.

Юрий Александрович Быков, д-р техн. наук, lab@bmstu.ru

(Продолжение следует.)

УДК 620.18:620.17

С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, Д.И. Вичужанин, И.А. Голубкова (Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)

Формирование структуры и свойств слоистых соединений металлов*

Современными методами исследованы особенности формирования структуры и свойств композита из сталей 12Х18Н10Т и Ст0 после сварки взрывом и последующей холодной прокатки.

Using contemporary methods the peculiarities of structure and properties formation of composite material from stainless steel 12Kh18N10T and St0 after explosion welding and subsequent cold rolling are investigated.

Ключевые слова: композит; сварка взрывом; прокатка; структура; свойства.

Keywords: composite material; explosion welding; rolling; structure; properties.

Современное развитие машиностроения предполагает широкое внедрение новых перспективных технологий и материалов, обеспечивающих улучшение комплекса физико-механических и служебных свойств изделий и конструкций. Так, применение технологии многоэтапной пакетной прокатки позволяет существенно повысить уровень прочностных свойств листовой стали типа IF (001ЮТ) при сохранении достаточной пластичности [1].

Существенное повышение эксплуатационных характеристик и одновременное снижение металлоемкости деталей машин достигается при использовании слоистых композитов [2]. Эти преимущества обеспечиваются комплексом физико-механических свойств композитов, которыми может не обладать каждый материал в отдельности. Свойства слоистых композитов, в свою очередь, определяются характером и закономерностями формирования структуры металлов, особенно в зоне их соединения.

Новая технология получения неразъемных соединений металлов — сварка взрывом — наряду с достижением важных практических результатов представляет значительный научный интерес. Термином "сварка взрывом" принято называть явление прочного соединения двух или нескольких металлов, происходящее при их соударении за счет энергии взрывчатых веществ [3]. В этом процессе при обработке материалов используются предельно высокие значения технологических параметров: скорости соударения 0,3...1,5 км/с; давление при соударении (1...2)·10⁵ МПа; продолжительность процесса соединения металлов ~ 10⁻⁶ с; деформация поверхностного сдвига до 1000 %, что позволяет отнести сварку взрывом к методам интенсивной пластической деформации.

Известно, что методы интенсивной пластической деформации, такие как равноканальное угловое прессование и сдвиг под давлением, обеспечивают форми-

рование ультрамелкодисперсной и нанокристаллической структур и достижение уникального комплекса физико-механических свойств металлов [4].

Задачи исследований

- 1. Получить слоистые композиты из однородных металлов: углеродистой стали обыкновенного качества и коррозионно-стойкой аустенитной стали.
- 2. Освоить новую технологию соединения металлов на основе способа сварки взрывом и последующей многоэтапной прокатки.
- 3. Изучить структуру и физико-механические свойства исходных материалов и композита.

Материалы и порядок исследований. Для получения композита использовали коррозионно-стойкую сталь аустенитного класса 12X18H10T и углеродистую сталь обыкновенного качества марки Ст0 (с массовой долей углерода не более 0,23 %) в виде горячекатаного листа толщиной соответственно 5 и 2 мм. С помощью сварки взрывом (взрывное плакирование), проведенной в ООО "Уралтехнопроект" (г. Екатеринбург), были получены композиты со следующим соединением слоев: 12X18H10T (2 мм) + Ст0 (5 мм) + 12X18H10T (2 мм).

Упрощенная схема процесса заключается в следующем: свариваемые листы укладываются в пакет с размещенным над верхним листом взрывчатым веществом (ВВ); после инициирования заряда ВВ детонатором метаемая пластина под действием продуктов взрыва приобретает скорость порядка нескольких сотен метров в секунду. Так как скорость детонации ВВ конечна, точка контакта свариваемых пластин передвигается вдоль поверхности неподвижной пластины с конечной скоростью. Основными технологическими (начальными) параметрами процесса являются: толщины метаемой и неподвижной пластин; масса заряда и величина исходного зазора между пластинами; плотности заряда ВВ, метаемой и неподвижной пластин; скорость детонации.

Данные технологические параметры однозначно определяют кинематические (скорость метания, угол

 $^{^*}$ Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы Президиума РАН № 22 (проект № 09-П-1008) и гранта РФФИ — Урал (проект № 10-02-96-041).

Материал	σ₅, МПа	σ₁, МПа	δ, %	ψ, %	
12Х18Н10Т (2 мм) в исходном состоянии	687706	292307	60,265,0	57,560,6	
Ст0 (5 мм) в исходном состоянии	450467	278326	32,738,7	53,262,0	
Композит 12Х18Н10Т+Ст0+12Х18Н10Т (2+5+2 мм)	738744	662670	20,022,3	68,269,1	
Композит после холодной прокатки	10671095	839,2865,4	11,211,8	26,728,5	

Механические свойства исходных материалов и полученного композита

поворота пластины) и динамические (угол соударения, скорость соударения, скорость точки контакта, давление соударения) параметры.

Для исключения краевых непроваров площадь метаемой пластины выбиралась больше площади основной пластины. Размеры исходных заготовок для получения трехслойного композита: $12X18H10T - 2\times100\times150$ мм; $Ct0 - 2\times100\times150$ мм; $12X18H10T - 2\times180\times280$ мм.

В результате сварки взрывом получены пластины трехслойного композита с толщиной слоев: 12X18H10T (1,73 мм) + Ct0 (4,71 мм) + 12X18H10T (1,91 мм). Из пластин были вырезаны заготовки размером $8,35\times35\times110$ мм для последующей прокатки. Прокатку проводили на стане ДУО с диаметром валков 255 мм при скорости прокатки 0,2 м/с. Температура прокатки 20 °C, обжатие ~ 50 %. Маршрут прокатки: $8,35\rightarrow8,0\rightarrow7,5$... $4,6\rightarrow4,48\rightarrow4,1$ мм. Размеры пластины до прокатки $8,35\times35\times110$ мм, после прокатки $4,1\times37,8\times210$ мм и послойно: $0,7\times36,6\times207$ мм — 12X18H10T; $2,5\times37,8\times210$ мм — Ct0; $0,8\times36,7\times197$ мм — 12X18H10T.

Деформация: общая вытяжка $\mu_{\text{общ}} = 1,9$; обжатие $\psi_{\text{общ}} = 47$ %; истинная деформация $e = \ln \mu = 0,6$. В целом деформации распределены по слоям достаточно равномерно. Часть композитов после сварки взрывом деформировалась при комнатной температуре по схеме накопительной пакетной прокатки (до 6 проходов) [5], позволяющей существенно уменьшить размеры структурных элементов металлических материалов вплоть до формирования субмикро- и нанокристаллического состояния.

Методы исследований. Механические свойства исходных материалов и композита определяли при испытаниях на одноосное растяжение по ГОСТ 1497—84 с применением сервогидравлической универсальной испытательной системы "INSTRON-8801", позволяющей производить прецизионные механические испытания материалов в широком диапазоне температур.

Структуру исходных материалов и композита исследовали металлографическим методом с помощью микроскопа "NEOPHOT-21", а микротвердость определяли на микротвердомере "LEICA" по Виккерсу*.

С использованием сканирующего электронного микроскопа "Tescan VEGA II XMU" с волновой приставкой "INCA WAVE 500" для исследования структуры и поверхностей разрушения материалов и определения точного локального химического состава был изучен химический состав областей, прилежащих к сварному шву, а также зона перехода в композите как после сварки взрывом, так и после дополнительной холодной прокатки с обжатием 50 %.

Рентгеноструктурный анализ исходных материалов и композита проведен на рентгеновском дифрактометре XRD-7000 производства фирмы SHIMADZU.

Результаты исследований и их обсуждение. В таблице представлены результаты испытаний образцов на растяжение при комнатной температуре. Плоские образцы были вырезаны из исходных листовых заготовок, из композитов после сварки взрывом, а также после сварки взрывом и последующей холодной прокатки композита с обжатием ~ 50 %. Плоскости сварного соединения слоев образцов располагались параллельно оси растяжения.

Установлено, что полученный композит обладает улучшенным комплексом механических свойств по сравнению с исходными материалами. Значения предела прочности $\sigma_{\rm B}$ композита увеличились в 1,2–1,6 раза и предела текучести $\sigma_{\rm T}$ – в 2,0–2,4 раза при достаточно высоких значениях δ и даже увеличении ψ в 1,3 раза. Особенность изменения механических свойств состоит также в том, что у композита уменьшилось отношение $\sigma_{\rm B}/\sigma_{\rm T}$ по сравнению с исходными материалами: от 2,3 (12X18H10T) и 1,6 (Ст0) до 1,1 (композит).

После дополнительной холодной прокатки композит приобретает повышенную прочность, $\sigma_{\rm B}$ увеличивается в 1,4 раза и теряет пластические свойства, однако сохраняя их на достаточно высоком уровне (ψ = 28,5%). Анализ экспериментальных данных показал, что вид кривых растяжения исходных заготовок сталей 12X18H10T и Сто, а также композита на их основе после сварки взрывом и последующей холодной прокатки существенно различаются (рис. 1, a–z). При этом диаграмма растяжения композита после достижения максимальной нагрузки и до момента разрушения характеризуется зубчатым строением, что связано с проявлением прерывистой текучести (эффект Портевена—Ле Шателье). Прерывистая текучесть не наблюдалась при растяжении образцов сталей

^{*} Замеры микротвердости и металлографический анализ проведены ведущим технологом ИМАШ УрО РАН Н.П. Антеноровой.

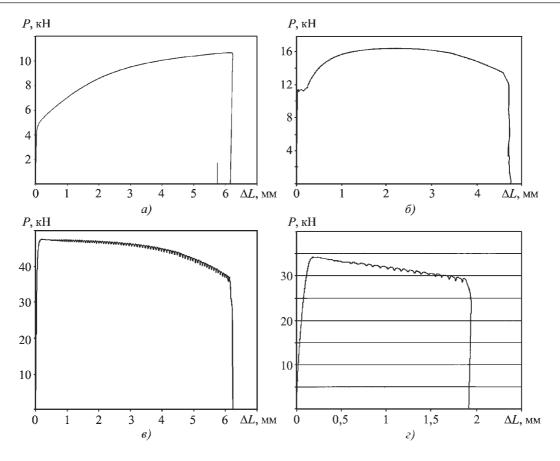


Рис. 1. Кривые растяжения исходных сталей 12X18H10T (a), Ст0 (б) и композита на их основе после сварки взрывом (в) и дополнительной холодной прокатки с обжатием 50 % (г)

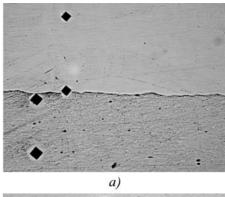
12X18H10T и Ст0 в исходном и холоднодеформированном состояниях и проявлялась только при испытаниях композитов как после сварки взрывом, так и после дополнительной холодной прокатки.

Микрофотографии нетравленных шлифов сварного соединения 12X18H10T+Ст0 свидетельствуют о том, что в результате сварки взрывом образовалось неразъемное сварное соединение, граница которого имеет характерное "волнообразное" строение (рис. 2).

Результаты, полученные на сканирующем электронном микроскопе "Tescan VEGA II XMU" (рис. 3), свидетельствуют о малой протяженности диффузионной зоны на границе сварного шва и наличии области резкого концентрационного перехода.

При этом дополнительная пластическая деформация не меняет сформированного при сварке взрывом характера распределения химических элементов композита в зоне сварного шва.

Замеры микротвердости трехслойных композитов $12X18H10T+C\tau0+12X18H10T$ (рис. 4) показали, что оцениваемое по приросту ΔHV деформационное упрочнение для центрального слоя $C\tau0$ оказывается незначительным ($\Delta HV \approx 30...40$ МПа и $\Delta HV \approx 40...60$ МПа). Наиболее заметный прирост микротвердости ($\Delta HV \approx 150...170$ МПа) наблюдается после холодной деформации на внешних слоях коррозионно-стойкой стали со



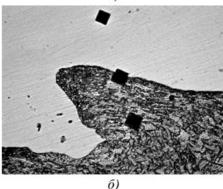


Рис. 2. Зона соединения сталей 12X18H10T и Ст0: $a-\times 100; \ \emph{6}-\times 500$

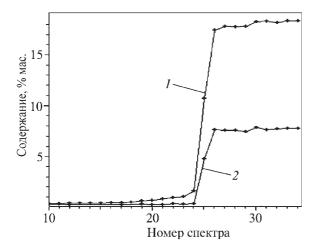


Рис. 3. Изменение концентрации Cr (1) и Ni (2) в зоне сварного

структурой метастабильного аустенита, что может быть связано с дополнительным образованием деформационного α'-мартенсита.

Рентгеноструктурный анализ свидетельствует о том, что в поверхностных слоях из метастабильной стали 12Х18Н10Т после сварки взрывом образуется до

По результатам металлографического анализа (рис. 5) установлено, что использование комбинированной обработки, включающей сварку взрывом и накопительную пакетную прокатку, позволяет существенно измельчить структурные элементы в различных слоях композита. Так, на примере центральной зоны Ст0 показано, что сварка взрывом и шесть проходов

10 % а'-мартенсита деформации, а после последую-

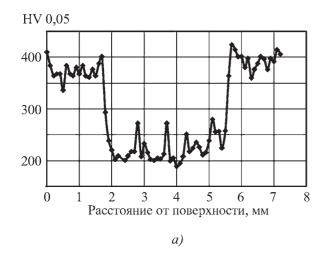
щей холодной прокатки с обжатием 50 % его коли-

чество увеличивается до 25 %.

холодной прокатки приводят к уменьшению размера зерна от 40...60 до 2...5 мкм.

Выводы

1. Сварка взрывом, используемая как предварительная операция в цикле получения объемных слоистых микро- и нанокристаллических материалов, обеспечивает прочное соединение слоев и характеризуется узкой диффузионной зоной на границе сварного шва соединений разноименных материалов (12Х18Н10Т+Ст0). Дополнительная пластическая деформация не меняет сформированного при сварке взрывом характера распределения химических элементов композита в зоне сварного шва.



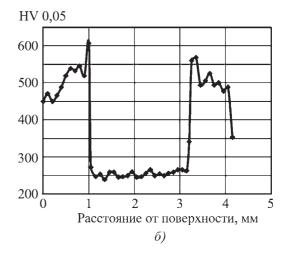


Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению композита 12X18H10T+Ст0+12X18H10T: a — после сварки взрывом (исходная толщина 8,3 мм); δ — после сварки взрывом и холодной прокатки с обжатием ~ 50 %

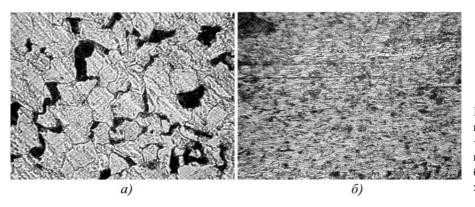


Рис. 5. Микроструктура Ст0 (центральная часть композита 12Х18Н10Т+ +Ст0+12Х18Н10Т) в исходном состоянии (а) и после комбинированной обработки сваркой взрывом и шести проходов холодной пакетной прокатки (б). ×500

- 2. Наиболее интенсивное деформационное упрочнение, оцениваемое по приросту ΔHV ($\Delta HV \approx 150...170$ МПа), после дополнительной холодной прокатки композитов со степенью обжатия 50 % происходит во внешних слоях метастабильной стали 12X18H10T, что может быть связано с появлением деформационного α' -мартенсита. Центральные слои Ст0 при данном режиме деформационной обработки композитов характеризуются меньшим приростом микротвердости ($\Delta HV \approx 30...60$ МПа).
- 3. Использование комбинированной обработки, включающей сварку взрывом и накопительную пакетную прокатку, позволяет существенно измельчить структурные элементы в различных слоях композита. При этом наиболее значительное уменьшение размера зерна от 40...60 до 2...5 мкм после сварки взрывом и шести проходов холодной прокатки с постоянным обжатием в каждом проходе 50 % наблюдается в центральной зоне Ст0 слоистого композита 12X18H10T+Cт0+12X18H10T.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коджаспиров Г.Е., Добаткин С.В., Рудской А.И., Наумов А.А.** Получение ультрамелкозернистого листа из

- ультранизкоуглеродистой стали пакетной прокаткой // МиТОМ. 2007. № 12 (630). С. 13–16.
- 2. **Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Шморгун В.Г.** Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. М.: Металлургия, 2004. 230 с.
- 3. **Оголихин В.М.** Исследование и создание слоистых металлических композиционных материалов для электрометаллургического оборудования: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Новосибирск, 2008. 36 с.
- 4. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ "Академкнига", 2007. 398 с.
- 5. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials- development of the accumulative roll-bonding (ARB) process // Acta mater. V. 47. 1999. P. 579–583.

Сергей Викторович Гладковский, д-р техн. наук; Татьяна Ароновна Трунина, канд. техн. наук; Евгений Алексеевич Коковихин, канд. техн. наук; Дмитрий Иванович Вичужанин, канд. техн. наук; Ирина Андреевна Голубкова, инженер

УДК 669.14.018.3

Б.М. Жолдошов, В.С. Муратов, М.С. Кенис (Самарский государственный технический университет)

Термоциклическая обработка быстрорежущей стали Р18

Рассмотрена возможность использования кратных закалок из надкритической и субкритической областей с целью активизации перераспределения легирующих элементов в стали, изменения дисперсности и, возможно, состава фаз при распаде твердого раствора в процессе отпуска.

The possibility of multiple hardenings use from undercritical and subcritical areas for activation of redistribution of alloying elements in steel, change of dispersion and possible composition of the phases at decay of solid solution due to tempering.

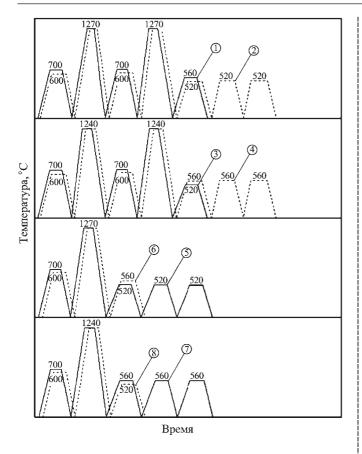
Ключевые слова: быстрорежущая сталь; термоциклирование; теплостойкость; твердость; закал-ка; отпуск.

Keywords: high-speed steel; thermocycling; heat stability; hardness; hardening; tempering.

Литературные данные [1, 2] свидетельствуют об эффективности применения термоциклической обработки (ТЦО) маятникового типа для повышения стойкости быстрорежущих сталей (литых и пластически деформированных). Рекомендуемые режимы характеризуются достаточно большим числом термоциклов (8 и более), что существенно увеличивает энергозатраты и удлиняет процесс термообработки. С этой точки зрения представляет интерес проверка возможности использования кратных закалок из надкритической и субкритической областей с целью ак-

тивизации перераспределения легирующих элементов в стали, изменения дисперсности и, возможно, состава фаз при распаде твердого раствора в процессе отпуска.

Эксперимент выполнен с использованием экстремального планирования на сверлах из стали P18 (0,81 % C; 0,15 % Si; 0,33 % Mn; 3,77 % Cr; 0,44 % Mo; 18,25 % W; 1,07 % V; 0,12 % Ni) диаметром 1,89 мм. На рисунке приведены исследуемые варианты термоциклической обработки. Нагрев под закалку и отпуск осуществлялся в соляных ваннах. В качестве варьируе-



Варианты термоциклической обработки стали P18: 1-8 — исследуемые режимы

мых параметров ТЦО использовали: температуру $T_{\rm H}$ нагрева из субкритической области (фактор x_1); температуру $T_{\rm 3}$ закалки из надкритической области (фактор x_2); число m нагревов до $T_{\rm H}$ и $T_{\rm 3}$ (фактор x_3); температуру $T_{\rm 0}$ отпуска (фактор x_4) и число циклов отпуска n (фактор x_5).

В таблице представлена матрица планирования 2^{5-2} линейно-экстремального плана с определяющим контрастом $x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \cdot x_4 = 1$, $x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \cdot x_4 = -1$ и результаты эксперимента. В качестве выходных параметров рассматривали: твердость НВ после ТЦО при 20 °C; теплостойкость НВ_т определяли измерениями холодной твердости (образцы после исследуемых режимов дополнительно нагревали в течение 4 ч до температуры 625 °C, после чего проводили измерение); коэрцитивную силу H_c ; максимальную магнитную проницаемость μ_{max} ; индукцию насыщения B_s ; N — число изделий, обработанных одним сверлом (стойкость инструмента).

Для сравнения с табличными данными отметим результаты испытаний сверл из стали P18, полученные после типового варианта обработки (T_3 = 1280 °C, T_0 = 560 °C, τ_0 = 1 ч , n = 3): HB = 7600 МПа, HB_T = 6940 МПа, H_c = 4460 А/м, $\mu_{\rm max}$ = 97,72, B_s = 2,92 Тл, N = 1200 шт.

По данным таблицы построены регрессионные уравнения:

$$HB = 7729 + 135x_2 + 76x_3 - -128x_4 - 98x_5 - 45x_1x_2 + 108x_2x_3;$$
 (1)

$$HB_{T} = 6239 + 90x_{1} + 76x_{2} - 279x_{3} + 178x_{5} + + 185x_{1}x_{2} - 182x_{2}x_{3};$$
(2)

$$H_c = 4294 - 233x_1 + 314x_2 - 103x_3 - -103x_4 + 118x_5 + 214x_1x_2 - 86x_2x_3;$$
 (3)

$$\mu_{\text{max}} = 94 - 7,4x_4 + 2,2x_5; \tag{4}$$

$$B_s = 2,86 - 0,01x_1 - 0,032x_2 -$$

$$-20,01x_4 - 0,029x_1x_2 - 0,01x_2x_3;$$
(5)

$$N = 2620 + 438x_1 - 432x_3 - 232x_4 + 130x_5 + 775x_1x_2$$
.(6)

Эти уравнения построены для доверительных интервалов коэффициентов (при уровне значимости 0,05): $\Delta b_j(\text{HB}) = 65 \text{ M}\Pi \text{a}$; $\Delta b_j(\text{HB}_{\text{T}}) = 55 \text{ M}\Pi \text{a}$; $\Delta b_j(H_c) = 22 \text{ A/m}$; $\Delta b_i(\mu) = 0.36$; $\Delta b_i(B_s) = 4 \cdot 10^{-3} \text{ Tr}$; $\Delta b_i(N) = 70$.

Анализ полученных табличных данных и уравнений регрессии показывает, что предварительный нагрев перед закалкой в низкотемпературной (субкритической) области с последующим ускоренным охлаждением полезен. При этом важно отметить, что для повышения стойкости N необходимо $T_{\rm H}$ поддерживать на верхнем уровне. В то же время желательно повысить $T_{\rm 3}$ до 1270 °C при сохранении $T_{\rm 0}$ на нижнем уровне (520 °C), а кратность окончательного отпуска n должна быть равна 3. В целом длительность отпуска не превышала 60 мин, что в 3 раза короче типового отпуска.

Из уравнения (1) видно, что взаимодействие факторов x_1x_2 весьма эффективно для увеличения стойкости инструмента, и это имеет место в то время, когда линейное слагаемое, отражающее влияние x_2 , мало значимо. Сравнивая коэффициенты уравнений (1)—(6), видно, что теплостойкость инструмента коррелирует со стойкостью, однако о стойкости N по данным для $HB_{\rm T}$ следует судить с определенной осмотрительностью. Тем не менее видно, что в целом действие основных параметров (и их взаимодействий) одновременно повышают или понижают и $HB_{\rm T}$ и N.

Из анализа характера изменения параметров H_c , μ_{max} и B_s , из которых первые два структурно-чувствительны, а B_s — структурно нечувствительная характеристика, можно отметить следующее. При нагреве под закалку до T_s растворяются карбиды, содержащие Сг и частично W и V. Чем выше T_s , тем, при равных условиях, выше содержание легирующих элементов в твердом растворе. В результате после закалки увеличивается количество остаточного аустенита, а при распаде мартенсита из раствора выделяются более дисперсные карбиды. Отсюда можно ожидать увеличения теплостойкости и коэрцитивной силы H_c ,

Номер режима	Факторы				ир мп	IID MII-	II. A /		р т_		
	$T_{\scriptscriptstyle \mathrm{H}}$, °C	T₃, °C,	т, циклы	T₀, °C	п, циклы	НВ, МПа	$HB_{\scriptscriptstyle \mathrm{T}}$, МПа	H_c , A/M	μ_{max}	B_s , Тл	<i>N</i> , шт.
1	700	1270	2	560	1	7930	5990	4201	93,22	2,78	3100
2	600	1270	2	520	3	8170	5720	4652	82,70	2,84	1400
3	700	1240	2	520	1	7790	5760	3494	92,65	2,90	1890
4	600	1240	2	560	3	7340	6380	4467	111,22	2,89	2360
5	700	1270	1	520	3	7620	7190	5006	79,97	2,79	4590
6	600	1270	1	560	1	7740	6360	4632	90,25	2,88	1440
7	700	1240	1	560	3	7400	6380	3572	110,90	2,91	2650
8	600	1240	1	520	1	7850	6140	4437	91	2,85	3530

Матрица планирования и результаты испытаний стали Р18

значение которой можно определить, согласно Е.И. Кондорскому, по формуле

$$H_c = \frac{k_1 \delta}{2\mu_0 J_c d} v^{2/3}, \tag{7}$$

где k_1 — константа анизотропии;

 δ — толщина границы домена;

 $J_{\rm s}$ — намагниченность насыщения;

d — размер включений в матрице;

v — объемная доля включений;

μ₀ – магнитная проницаемость вакуума.

С увеличением дисперсности выделений и роста количества $A_{\text{ост}}$ уменьшается d и увеличивается v, что приводит к росту H_c и снижению μ одновременно.

Действие предварительного нагрева перед закалкой сводится:

к снятию остаточных напряжений в поверхностных зонах после пластической деформации при изготовлении;

полигонизационным процессам, конкурирующим с рекристаллизацией матрицы при закалке;

к наведению дополнительных центров роста аустенита при $\alpha \to \gamma$ -превращении (за счет пластической деформации при ускоренном охлаждении после низкотемпературного нагрева).

В результате предварительного нагрева до $T_{\rm H}$ обеспечивается неупорядоченная перекристаллизация при $\alpha \to \gamma$ -превращении. Это должно способствовать росту HB, HB_T и N и снижению H_c .

Режим № 5 (см. таблицу) был применен при термообработке опытной партии сверл d=10 мм из стали Р18

Параметры обработки следующие: $T_{\rm H}=700~{\rm ^{\circ}C}$ с охлаждением в масле; $T_{\rm 3}=1270~{\rm ^{\circ}C}, m=1, T_{\rm 0}=520~{\rm ^{\circ}C},$ $\tau_{\rm 0}=30$ мин, n=3 (общая длительность отпуска 1 ч).

Исследования показали повышение стойкости сверл в 2 раза при сверлении отверстий в стали 40X по сравнению с типовой обработкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Федюкин В.К.** Термоциклическая обработка сталей и чугунов. Л.: Изд-во ЛГУ, 1977. 144 с.
- 2. **Баранов А.А.** Фазовые превращения и термоциклирование металлов. Киев: Наук. думка, 1984. 231 с.

Белекбек Муратович Жолдошов, канд. хим. наук; Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук; muratov@sstu.smr.ru;

Михаил Семёнович Кенис, д-р техн. наук



100 лет со дня рождения Евгения Павловича Унксова — выдающегося ученого в области обработки давлением

100 лет назад 20 апреля 1910 г. родился Евгений Павлович Унксов — в будущем выдающийся ученый, лауреат Ленинской и Сталинской премий, кавалер орденов Ленина и Трудового Красного знамени, директор крупнейшего научно-исследовательского института, управлявшего им в течение 25 лет.

Родители Евгения принимали участие в первой мировой войне: отец был боевым офицером, мать — медсестрой.

После революции 1917 г. отец, который к тому времени работал директором гимназии (как и ранее дед Евгения), был назначен директором одного из самых крупных заведений для беспризорных — интерната имени Гааза.

Старшее поколение предков, посвятивших себя образованию, не могли не повли-

ять на судьбу Евгения Павловича: он и его потомки значительную часть своей жизни посвятили подготовке будущих ученых и инженеров России, преподавая в высших учебных завелениях.

Любимыми дисциплинами Евгения были математика и технические предметы, но этому "мешала" страсть к музыке. Когда пришла пора выбора жизненного пути, выбор был сделан — физико-математический факультет МГУ. Вступительные экзамены были сданы успешно, но зачисление не состоялось по причине непролетарского происхождения. Сдав через год экзамены экстерном, Е.П. Унксов становится студентом второго курса. В 18 лет Евгений теряет обоих родителей, погибших в железнодорожной катастрофе. В это же время в музыкальной школе он знакомится с сокурсницей Верой, с которой проживет всю жизнь.

После окончания МГУ Евгений идет туда, где нет специалистов с физико-математическим образованием — в технологию машиностроения, устраивается лаборантом в ЦНИИТМАШ.

В 1941 г. Евгений Павлович — руководитель лаборатории подает заявление на фронт в составе альпинистских частей, которые формировались на Кавказе. Однако руководство страны решило, что полезнее он будет в тылу, для обеспечения нужд фронта.

Ноябрь 1941 г. вместе с семьей (в которой уже была годовалая дочь) Е.П. Унксов встречает в Москве, продолжая нужную для фронта работу, ночуя порой в цеху на куче металлической стружки. В 1942 г. Евгений Павлович предлага-



ет правительству новую технологию изготовления бронебойных снарядов, делающую их в сотни раз дешевле. На полевых испытаниях оказывается, что технология недоработана, после чего автор получает выговор, подписанный Сталиным. Евгений Павлович до конца жизни гордился этим выговором больше, чем всеми остальными наградами, ведь часть его технологии была внедрена уже тогда, и работает до сих пор. В конце войны Е.П. Унксова направляют в США в комиссию, принимающую оборудование по ленд-лизу, и он возвращается в Россию только после заключения мира в 1945 г. уже начальником отдела.

В 1948 г. его назначают директором ЦНИИТМАШа. На этом посту Евгений Павлович в первую очередь проводит кадровую модернизацию с целью повышения на-

учно-технического уровня предприятия. Пользуясь авторитетом и поддержкой, он проводит обновление устаревшего оборудования и закупку нового, необходимого для научных исследований. Особое внимание уделяет подготовке высококвалифицированных кадров. Активно работает в этой области с МВТУ им. Н.Э. Баумана.

Несмотря на загруженность по административной линии, молодой директор не прекращает научной работы, систематически внедряя ее результаты, и защищает в 1953 г. докторскую диссертацию. А через кратчайшее время получает и профессорское звание. В 1950 г. научные труды Евгения Павловича удостоены Сталинской (позже переименованной в Государственную) премии.

В 1966 г. Евгений Павлович был удостоен Ленинской премии. В 1970 г. ему присвоено звание Заслуженного деятеля науки и техники РСФСР. В 1973 г. Евгений Павлович после тяжелой болезни оставил пост руководителя института и перешел на должность руководителя лаборатории, а затем профессора-консультанта. Однако до последних дней он не прекращал ни научных исследований, ни работы главного редактора журнала "Кузнечно-штамповочное производство", которым являлся с 1960 г., ни руководство аспирантами.

Среди учеников Евгения Павловича — выдающийся ученый-теоретик профессор, д-р техн. наук Л.Г. Степанский и ряд других докторов наук, которые продолжают его дело на благо России.

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 08.02.10 г. Подписано в печать 13.04.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,56. Заказ 283. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.