ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 5 май 2010

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
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.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кульбовский И.К., Поддубный А.Н., Богданов Р.А. Получение микроструктуры чугуна с компактной формой графита . . . 3
Беляев С.В., Леушин Е.О. Фильтрационное рафинирование алюминиевых сплавов в условиях ОАО "Арзамасский приборостроительный завод" . . . 7
Михайлов Д.П., Болдин А.Н. Расчет вредных выбросов дуговой печи при плавке стали . . . 10
Бродский В.М. Исследование работоспособности шарошек буровых долот, упрочненных композитными наплавленными покрытиями . . . 14

Кузнечно-штамповочное производство

Хван А.Д. Штамп для осадки со сдвигом плоских заготовок . . . 18
Поклад В.А., Гейкин В.А., Самойлов О.И., Бурлаков И.А., Онищенко А.К. Пути повышения ресурса гранульных дисков ГТД из сплава ЭП741НП . . . 20
Поляков А.П. Определение параметров нагружения при ударном выдавливании пористой заготовки . . . 22

Прокатно-волочильное производство

Смирнов С.В., Голубкова И.А. Моделирование процесса холодной прокатки тонких полос методом конечных элементов . . . 27

Материаловедение и новые материалы

Быков Ю.А. Конструкционные наноматериалы. *(Продолжение)* . . . 31
Давыдов С.В., Сильман Г.И., Сканцев В.М. Композиционное упрочнение кремниевых ферритных чугунов с шаровидным графитом . . . 37
Виноградова О.В., Зиновьев М.А., Тимофеев А.В., Шатульский А.А., Шишкин В.Н. Системный анализ и синтез эксплуатационных характеристик никелевых жаропрочных монокристаллических сплавов . . . 45

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

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.

© “Издательство “Машиностроение”, “Заготовительные производства в машиностроении”, 2010

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 5 May 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.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN 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.
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, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Kulbovsky I.K., Poddubny A.N., Bogdanov R.A. Reception of the microstructure of iron with the compact form of graphite . . . 3
Belyaev S.V., Leushin E.O. Filtration rifinement of aluminium alloys in the Arzamas Instrument-Making Plant.Co . . . 7
Mikhaylov D.P., Boldin A.N. Computing pollutant emissions from arc furnace during melting of steel . . . 10
Brodsky V.M. Capacity working investigation of boring tools hardened by composite surfaced coatings . . . 14

Forging and Stamping Productions

Khvan A.D. The stamp for upsetting with shift of flat billets . . . 18
Poklad V.A., Geykin V.A., Samoilov O.I., Burlakov I.A., Onishchenko A.K. Trends for life increase of powder jet engine nickel alloy EP741NP disks . . . 20
Polyakov A.P. Analysis of loading parameters of the impact pressing of porous billet . . . 22

Rolling and Drawing Productions

Smirnov S.V., Golubkova I.A. Simulation of cold rolling of thin strips by finite element method . . . 27

Physical Metallurgy and New Materials

Bykov Yu.A. Structural nanomaterials. *(Continuation)* . . . 31
Davydov S.V., Silman G.I., Skantsev V.M. Composite hardening of silicon ferrite spheroidal graphite cast irons . . . 37
Vinogradova O.V., Zinovev M.A., Timofeev A.V., Shatulsky A.A., Shishkin V.N. The system analysis and synthesis of operational characteristics of nickel heat resisting monocrystal alloys . . . 45

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"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2010

УДК 621.74

И.К. Кульбовский, А.Н. Поддубный, Р.А. Богданов
(Брянский государственный технический университет)

Получение микроструктуры чугуна с компактной формой графита

Рассмотрен способ модифицирования чугуна смесями, содержащими силикобарий и силикокальций, с целью повышения его механических свойств за счет образования в структуре компактного графита.

The inoculation method of iron by the mixtures containing silicobarium and silicocalcium for increase its mechanical properties due to formation in structure of compact graphite is considered.

Ключевые слова: потенциал ионизации валентного электрона элемента; силикокальций; силикобарий.

Keywords: ionization potential of element valence electron; silicocalcium; silicobarium.

Несмотря на значительное количество работ, механизм формирования вермикулярного и шаровидного графита в чугуне остается дискуссионным, в частности, влияние таких элементов, как Ca и Ba, на форму графитного включения. Считается, что основная их роль заключается в очистке расплава от примесей (Д.Н. Худокормов. Роль примесей в процессах графитизации чугунов. Минск, 1968).

Различные включения в чугуне – сульфиды, оксиды, нитриды, силикаты – могут образовываться в жидком состоянии под действием модификаторов, содержащих Mg, Ca, Sr, Ba. Эти элементы характеризуются высокими точками плавления и могут являться зародышеобразующими элементами в чугуне [1], однако механизм их влияния не совсем ясен.

Для установления роли Ba, Ca и других элементов в очистке расплава чугуна от примесей и их влияния на формообразование графита в чугуне была проанализирована зависимость физико-химических свойств элементов от суммарного значения потенциалов ионизации их валентных элементов ($\Sigma I_в$) и его влияние на свойства расплава чугуна.

Количественной характеристикой электронного строения атомов элементов являются величины потенциалов ионизации их валентных электронов, численные значения которых установлены для подавляющего числа элементов [2].

Чугуны с химическим составом, % мас.: 2,9...3,6 C; 1,8...3,3 Si; 0,5...1,5 Mn; до 0,1 S; до 0,15 P – выплавляли в индукционной электропечи ИЧТ-0,06 с кислой футеровкой и модифицировали их расплавы смесью силикокальция СК30 и силикобария ФСБа30 в количестве 0,5...1,5 % мас. В качестве исходных шихтовых материалов использовали стальной лом (Ст3, сталь 20), возврат собственного производства и науглероживатель. Температуру металла в плавильной печи поддерживали в пределах 1550 °С.

Структуру чугуна оценивали по ГОСТ 3443–87. Механические испытания проводили на стандартных образцах в соответствии с ГОСТ 1497–84. Образцы для механических испытаний и оценки микроструктуры получали из литых стандартных проб.

Анализ суммарного значения потенциалов ионизации $\Sigma I_в$ валентных электронов элементов показал, что его изменение соответствует положению элементов в Периодической системе Д.И. Менделеева (табл. 1). Такую же периодичность изменения имеют физико-химические свойства и термодинамические характеристики элементов, например, энергия атомизации, стандартные значения изобарно-изотермических потенциалов образования соединений, температуры плавления, кипения и др. Корреляционная зависимость между стандартными значениями изобарно-изотермических потенциалов образования соединений $-\Delta G^0_{298}$ и значениями $\Sigma I_в$ элементов приведена на рис. 1.

Из рис. 1 видно, что с увеличением $\Sigma I_в$ элементов значения по модулю $-\Delta G^0_{298}$ их соединений уменьшаются в следующей последовательности: оксиды (*1*, *2*)

1. Зависимость значений $\Sigma I_в$, температур плавления ($T_п$) и кипения ($T_к$) элементов от их расположения в Периодической системе Д.И. Менделеева

Периоды	Параметр	IA	IIA	IIIB	IV	IVB	VB	VIB	VIIB	VIIIB			IB	IIB	IIIA	IV	VA	VIA
1		1 **H**																
	I_1, эВ	13,6																
	$\Sigma I_в$, эВ	13,6																
	$T_п$, К	14,0																
	$T_к$, К	20,4																
2		3 **Li**	4 **Be**												5 **B**	6 **C**	7 **N**	8 **O**
	I_1, эВ	5,6	9,32												8,30	11,30	14,64	13,61
	$\Sigma I_в$, эВ	5,6	27,5												71,4	148,0	261,0	433,0
	$T_п$, К	454	1560												23,48	4020	632	54,4
	$T_к$, К	1613	2744												3980	4200	775	90,2
3		11 **Na**	12 **Mg**												13 **Al**	14 **Si**	15 **P**	16 **S**
	I_1, эВ	5,1	7,64												5,98	8,13	10,55	10,36
	$\Sigma I_в$, эВ	5,1	22,7												53,2	103,3	170,6	275,4
	$T_п$, К	371	923												934	1688	850	392
	$T_к$, К	1151	1378												2793	3522	675	718
4		19 **K**	20 **Ca**	21 **Sc**		22 **Ti**	23 **V**	24 **Cr**	25 **Mn**	26 **Fe**	27 **Co**	28 **Ni**	29 **Cu**	30 **Zn**	31**Ga**,	32 **Ge**	33 **As**	34 **Se**
	I_1, эВ	4,3	6,11	6,56		6,38	6,74	6,76	7,43	7,90	7,86	7,63	7,72	9,39	6,10	7,88	9,31	9,75
	$\Sigma I_в$, эВ	4,3	18,0	44,2		91,8	183,8	268,9	476,0	577,7	785,2	1043,0	1380,0	1700,0	57,2	103,2	145,8	265,6
	$T_п$, К	336	1123	1803		1941	2190	2176	1517	1811	1776	1728	1357	693	303	1211	828	490
	$T_к$, К	1032	1762	3155		3442	3665	2840	2392	3145	3230	3170	2876	1179	2478	3120	1090	930
5		37 **Rb**	38 **Sr**	39 **Y**		40 **Zr**	41 **Nb**	42 **Mo**	43 **Tc**	44 **Ru**	45 **Rh**	46 **Pa**	47 **Ag**	48 **Cd**	49 **In**	50 **Sn**	51 **Sb**	52 **Te**
	I_1, эВ	4,2	5,69	6,38		6,84	6,88	7,13	7,23	7,36	7,46	8,33	7,57	8,99	5,79	7,33	8,64	9,01
	$\Sigma I_в$, эВ	4,2	16,7	39,1		78,4	137,2	227,1	326,0	463,3	631,2	832,0	920,0	1060,0	52,6	89,0	152,0	245,8
	$T_п$, К	313	1043	1773		2128	2742	2890	2400	2523	2236	1827	1235	594	430	505	904	723
	$T_к$, К	959	1630	3610		4598	5153	5100	4200	4350	3900	3150	2440	1040	2293	2896	1898	1285
6		55 **Cs**	56 **Ba**	57 **La**	58 **Ce**	72 **Hf**	73 **Ta**	74 **W**	75 **Re**	76 **Os**	77 **Ir**	78 **Pt**	79 **Au**	80 **Hg**	81 **Tl**	82 **Pb**	83 **Bi**	84 **Po**
	I_1, эВ	3,9	5,81	5,01	6,54	7,00	7,70	7,98	7,87	8,70	9,20	8,96	9,22	10,43	6,11	7,42	7,54	8,20
	$\Sigma I_в$, эВ	3,9	15,8	36,2	75,4	73,9	123,9	193,7	283,5	400,0	534,0	701,5	790,0	950,0	56,3	93,4	152,4	227,0
	$T_п$, К	302	983	1190	1070	2220	3270	3660	3450	3320	2720	2045	1338	243,2	577	601	545	527
	$T_к$, К	943	1907	3727	3530	5500	5560	5640	5900	5300	4850	4100	3150	630	1748	2018	1860	1235
		S^1	S^2	d^1		d^2	d^3	d^4	d^5	d^6	d^7	d^8	d^9	d^{10}	p^1	p^2	p^3	p^4
		S		*d*	*f*	*d*									*p*			

имеют наибольшее значение $-\Delta G^0_{298}$, за ними следуют сульфиды (*3*), затем нитриды (*4*), карбиды (*5*), что указывает на убывание устойчивости этих соединений в такой же последовательности.

Следовательно, по значениям $\Sigma I_в$ элементов можно судить об их окислительных свойствах и о прочности образуемых ими соединений: элементы с более высокими значениями $\Sigma I_в$ являются окислителями по

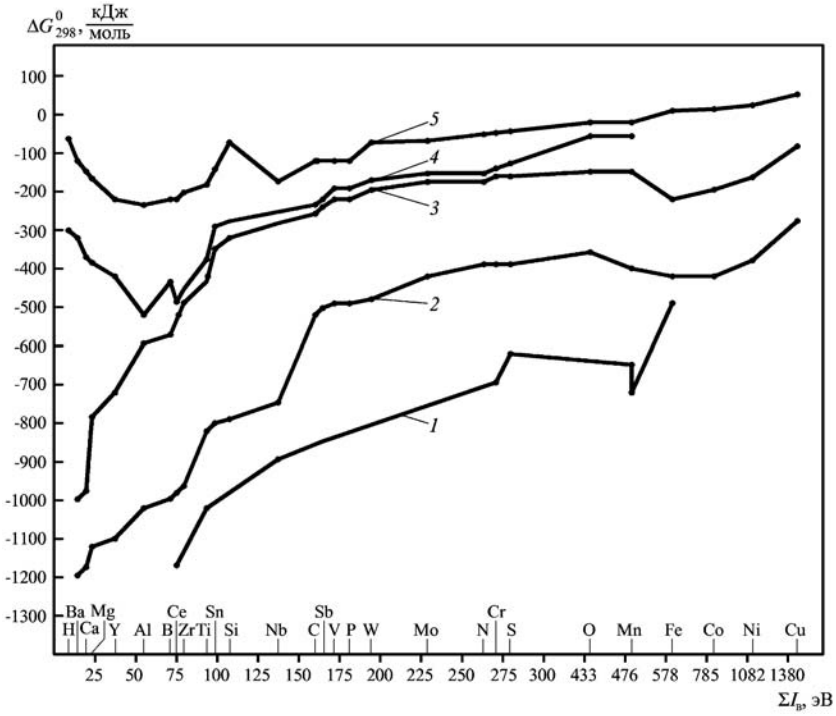


Рис. 1. Зависимость стандартных значений изобарно-изотермического потенциала $-\Delta G^0_{298}$ образования низших оксидов *1*, высших оксидов *2*, сульфидов *3*, нитридов *4*, карбидов *5* от величины суммарного значения потенциалов ионизации валентных электронов элементов $\Sigma I_в$

отношению к элементам с более низкими значениями $\Sigma I_в$, а прочность образуемых ими соединений тем больше, чем больше разница значений $\Sigma I_в$.

Значения $\Sigma I_в$ характеризуют также и важнейшие свойства сплавов, например, наибольшей прочностью и наиболее высоким модулем упругости обладают сплавы на основе элементов с повышенными значениями $\Sigma I_в$ (Fe, Co, Ni, Mo, W и т.д.) [2]. Поэтому значения $\Sigma I_в$, характеризующие суммарную энергию ионизации валентных электронов атомов, могут служить количественной мерой характеристики физико-химических свойств элементов, их соединений и сплавов. Это послужило основанием расположить наиболее часто встречающиеся в Fe–C-сплавах элементы в ряд от H до Cu по мере увеличения значений $\Sigma I_в$ (см. рис. 1).

В этом ряду элементы с более высокими значениями $\Sigma I_в$ являются окислителями по отношению к элементам с меньшими значениями. Так, после O располагаются элементы Mn, Fe, Co, Ni, Cu с высокими значениями $\Sigma I_в$, которые в силу этого не окисляются до их высшей валентности и не образуют высших оксидов, а в их известных оксидах значения $\Sigma I_в$ взаимодействующих валентных электронов ниже, чем для O.

Наиболее высокой окислительной активностью обладают O, N и S (с повышенными значениями $\Sigma I_в$), а восстановительной – элементы с низкими и пониженными значениями $\Sigma I_в$ (H, Ba, Ca, Mg, Y, Al, Ce, Ti, Nb и т.д.). Поэтому по значениям $\Sigma I_в$ элементов можно судить о силе связи их атомов в соединениях и сплавах и тем самым прогнозировать их структуру и свойства. Значения $\Sigma I_в$ являются для этой цели более объективной характеристикой по сравнению с термодинамическими функциями ($-\Delta G^0_{298}$ и т.п.), так как $\Sigma I_в$ в отличие от них не зависит от температуры и концентрации вступивших во взаимодействие элементов.

Из рис. 1 следует, что эффективными элементами, способными очищать расплав чугуна от S, O и других примесей, могут служить Ba, Ca.

Была исследована возможность получения шаровидного и вермикулярного графита с помощью введения в расплав Ba, Ca [3]. Способ модифицирования чугуна предполагает введение в него смеси, содержащей силикобарий и силикокальций, в количестве 1,5...2,5 % от массы расплава. Количество и состав смеси выбраны исходя из влияния ее компонентов на физико-химические свойства расплава и образование вермикулярного и шаровидного графита в чугуне [4].

В 1-й серии опытно-промышленных плавок исследовали влияние разного расхода силикобария на структуру и механические свойства чугуна при постоянных параметрах обработки расплава в печи силикокальцием: разного расхода силикобария и разной температуры слива жидкого металла при одинаковом расходе силикобария (табл. 2).

Из табл. 2 видно, что наиболее эффективным является модифицирование в ковше расплава чугуна силикобарием в количестве 0,7...1,2 % от его массы при температуре слива металла из печи (1500±10) °С. Это обеспечивает при расходе 1 % силикокальция получение в структуре чугуна более 80 % вермикулярного и до 20 % шаровидного графита (рис. 2), вследствие чего достигаются высокие механические свойства чугуна: прочность 384...517 МПа, твердость 193...237 НВ, что соответствует маркам ЧВГ35...ЧВГ45 ГОСТ 28394–89.

Во 2-й серии опытно-промышленных плавок исследовали влияние на степень очистки расплава чугуна от серы, его структуру и механические свойства разного расхода силикокальция, разной температуры обработки расплава в печи силикокальцием, разного времени обработки расплава в печи силикокальцием (табл. 3).

Из табл. 3 видно, что наиболее эффективная обработка расплава чугуна в печи силикокальцием достигается при его расходе 1,0...1,3 % от массы расплава при выдержке расплава в индукционной электропечи

2. Влияние температуры и расхода ФСБа30 при постоянном расходе СК30 на структуру чугуна

Серия плавок	Температура слива расплава из печи, °С	Расход ФСБа30, % от массы расплава в ковше	Режим обработки расплава СК30 в печи			Структура чугуна				$\sigma_в$, МПа	НВ
			Расход, %	Температура, °С	Время, мин	Графит, %, на шлифе		П, %	Ф, %		
						ВГ	ШГ				
I	1500	0,5	1,0	1500	10	97	3	90	10	372	184
		0,7				92	8	92	8	384	193
		1,0				80	20	96	4	517	235
		1,2				82	18	97	3	512	237
		1,5				86	14	98	2	488	241
II	1450	1,0	1,0	1500	10	80	20	88	12	336	187
	1480					89	11	94	6	477	219
	1500					80	20	96	4	517	235
	1520					81	19	96	4	506	237
	1550					88	12	97	3	464	244

3. Влияние температуры и расхода СК30 при постоянном расходе ФСБа30 на структуру чугуна

Серия плавок	Режим обработки расплава СК30 в печи			Содержание S после обработки, %	Расход ФСБа30 в ковш, %	Структура чугуна					$\sigma_в$, МПа
	Температура, °С	Время, мин	Расход, %			Графит, %, на шлифе			П, %	Ф, %	
						ВГ	ШГ	ПГ			
I	1500	10	0,5	0,022	1,0	40	–	60	85	15	285
			0,8	0,014		95	5	–	90	10	363
			1,0	0,011		80	20	–	96	4	517
			1,3	0,010		85	15	–	97	3	488
			1,5	0,010		90	10	–	100	–	370
II	1470	10	1,0	0,015	1,0	90	10	–	94	6	457
	1490			0,012		85	15	–	94	6	475
	1500			0,011		80	20	–	96	4	517
	1510			0,010		82	18	–	96	4	506
	1530			0,010		84	16	–	97	3	495
III	1500	5	1,0	0,016	1,0	96	4	–	97	3	452
		8		0,013		87	13	–	97	3	465
		10		0,011		80	20	–	96	4	517
		12		0,010		81	19	–	94	6	509
		15		0,010		83	17	–	94	6	506

при (1500±10) °С в течение 10 мин. Это обеспечивает снижение содержания серы в расплаве, благодаря чему при введении в ковш 1 % силикобария получается в структуре чугуна более 80 % вермикулярного и до 20 % шаровидного графита при высокой прочности (363...509 МПа) (рис. 2).

Проведенные исследования показали, что применение модификаторов ФСБа30 и СК30 в определенном количестве и определенном их соотношении можно получать высокопрочный чугун марок ЧВГ35...ЧВГ45 без использования модификаторов, содержащих Mg, Ce, Y. Разработанное модифициро-

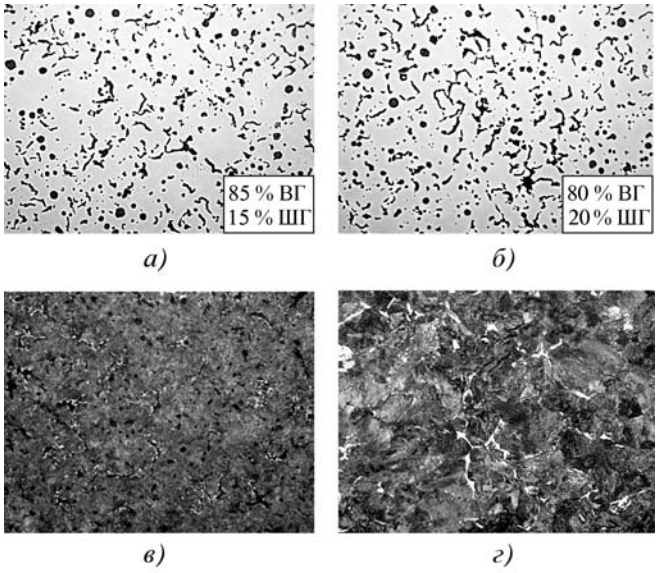


Рис. 2. Микроструктура полученных чугунов:
а – нетравленый шлиф (эксперимент I, табл. 2). ×100; *б* – нетравленый шлиф (эксперимент II, табл. 1). ×100; *в* – травленый шлиф (эксперимент I, табл. 2). ×100; *г* – травленый шлиф (эксперимент II, табл. 2). ×500

вание в отличие от традиционного способа не приводит к пироэффекту и дымовыделению, является экологически чистым и более дешевым производством.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Скаланд Т.** Механизмы зародышеобразования в высокопрочном чугуне. Foundry Products. 2006. (Норвегия).

2. **Свойства** элементов: справочник. Ч. 1. Физические свойства. М.: Металлургия, 1976. 598 с.

3. **А.с. 1708862 СССР.** Способ получения чугуна с вермикулярным графитом / И.К. Кульбовский № 4707074, заявл. 01.10.91, Бюл. № 4.

4. **Кульбовский И.К.** Влияние межфазной поверхностной энергии "расплав–кристалл" в чугуне на его структуру в отливках // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 8. С. 13–16.

Иван Кузьмич Кульбовский, д-р техн. наук;
Анатолий Никифорович Поддубный, д-р техн. наук;
Роман Александрович Богданов, ассистент кафедры,
lpim-bra@yandex.ru

УДК 669.714

С.В. Беляев, Е.О. Леушин* *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, *ОАО "Арзамасский приборостроительный завод")*

Фильтрационное рафинирование алюминиевых сплавов в условиях ОАО "Арзамасский приборостроительный завод"

Приведены результаты рафинирования алюминиевого сплава АК7ч через зернистый фильтр на основе керамзита с активированным слоем. Рафинирование проводилось при технологических переливах из ковша в раздаточную печь.

The results of the refining of AK7ch aluminium alloy through grain filter on the basis of expanded clay aggregate with activated layer are considered. The refining was conducted during the technological pouring from the ladle into the holding furnace.

Ключевые слова: рафинирование; зернистый фильтр; активированный слой; керамзит.

Keywords: refining; grain filter; activated layer; expanded clay aggregate.

Промышленные алюминиевые сплавы в процессе их приготовления загрязняются различными неметаллическими включениями эндогенного и экзогенного характера. Эти включения служат причиной снижения уровня механических, технологических и эксплуатационных свойств изделий из алюминиевых сплавов. Для повышения качества изделий необходимо максимально снижать их содержание в отливках [1, 2].

Проблема повышения чистоты алюминиевых сплавов решается двумя методами: методом предотвращения взаимодействия алюминиевого расплава с газовой фазой и футеровкой, т.е. плавлением в контролируемой атмосфере или под флюсом и различными способами рафинирования (продувка аргоном или хлором, отстаивание и фильтрование расплава) в обычных условиях.

Одним из эффективных способов рафинирования является фильтрация через зернистые фильтры при технологических переливах из ковша в раздаточную печь [1]. Простейший зернистый фильтр представ-

ляет собой слой однородных зерен из огнеупорных материалов. Отличительной особенностью зернистых фильтров является большая поверхность контакта с металлом в процессе фильтрования и наличие длинных, тонких межзеренных каналов переменного сечения.

Очистка металлического расплава от взвешенных включений при фильтровании через такой зернистый фильтр обусловлена в основном механическими и адгезионными процессами.

По составу зернистые фильтры могут содержать как однородный, состоящий из огнеупорных частичек, так и активированный фильтрующие слои. В качестве огнеупорных материалов применяются шамот, магнезит, алунд. Активированный фильтрующий слой состоит из частичек флюсующих материалов на основе солей хлоридов и фторидов щелочных и щелочноземельных металлов, крошки магнезита, пропитанной различными солями [1, 2].

Зернистый фильтр с активированным слоем сочетает в себе преимущества рафинирования флюсами и механического отделения взвешенных примесей при фильтрации расплава через фильтр. Такой способ рафинирования алюминиевых расплавов обеспечивает более полную очистку как от взвешенных включений, так и от растворенного водорода. Применение хлористых и фтористых солей щелочных и щелочноземельных металлов в составе активированного слоя оказывает модифицирующее воздействие на алюминиевый расплав, что является неотъемлемым достоинством способа рафинирования.

Недостатком такого фильтра является необходимость подбора состава частичек солей активированного слоя с температурой плавления выше, чем температура плавления алюминиевого расплава на 10...20 °С.

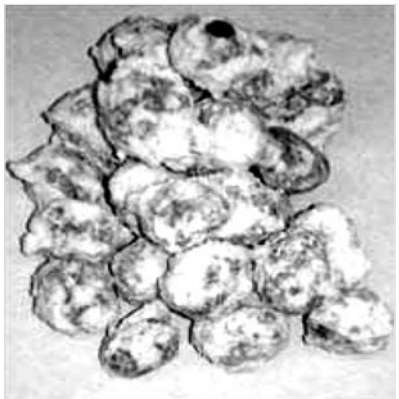
Из литературных данных [3, 4] известно о применении зернистого фильтра с активированным фильтрующим слоем, который представляет собой частички огнеупорной крошки, с нанесенной на их поверхность флюсующим покрытием.

В условиях Арзамасского приборостроительного завода (ОАО "АПЗ") была проведена работа по улучшению качества алюминиевого литья на основе применения зернистого фильтра с активированным фильтрующим слоем. За основу была принята технология, предложенная в работе [3]. Отличительной особенностью являлось применение в качестве огнеупорной составляющей керамзита.

Керамзит представляет собой легкий, пористый материал ячеистого строения в виде гранул, получаемый при обжиге легкоплавких глинистых пород, способных вспучиваться при быстром нагревании их до температуры 1050...1300 °С в течение 25...45 мин. Диаметр гранул керамзита составлял 10...15 мм.

В состав флюсовых материалов входили соли хлоридов и фторидов щелочных и щелочно-земельных металлов, % мас.: 43...45 KCl; 12...18 NaF; 5...8 Na_3AlF_6; остальное NaCl.

Рис 1. Офлюсованные гранулы керамзита



Предварительно просушенные материалы, флюсы (хлорид калия), фторид натрия, криолит, хлорид натрия, предназначенные для флюсового покрытия, загружали в смеситель и перемешивали до получения однородного состава. В процессе перемешивания добавляли жидкое стекло плотностью 1,25...1,35 г/см^3 в количестве 15...20 % от массы огнеупора. К полученной смеси добавляли насыщенный водный раствор хлорида натрия в количестве 4...8 % от массы огнеупора.

Офлюсованный керамзит сушили в течение 6...8 ч при температуре окружающей среды для предотвращения образования окомкованных агрегатов, затем прокаливали в течение 2...3 ч при температуре 350...400 °С с целью удаления влаги.

В лабораторных условиях кафедры "Литейно-металлургические процессы и сплавы" НГТУ им. Р.Е. Алексеева была приготовлена опытная партия офлюсованных огнеупорных материалов (рис. 1) на основе керамзита для применения в качестве фильтрующего слоя.

Фильтрующее устройство в виде усеченной четырехгранной пирамиды с фильтрующей поверхностью 200×200 мм изготовляли из листового металла толщиной 2...3 мм. В нижнюю часть устройства укладывали стальную сетку сечением ячейки 5×5 мм в один слой.

Для предотвращения насыщения алюминиевого сплава железом и образования интерметаллида $FeAl_3$ фильтрующее устройство и металлическая сетка были окрашены раствором извести.

В фильтрующее устройство послойно помещали просушенный офлюсованный огнеупорный материал. Высота фильтрующего слоя 70...80 мм.

Подготовленный фильтрующий блок помещали на металлическую раму, установленную над раздаточной печью (рис. 2). Фильтрующее устройство нагревали до температуры 200...300 °С.

Алюминиевый сплав АК7ч (100 кг) готовили по существующей в литейном цехе ОАО "АПЗ" технологии в печи ИАТ. Приготовленный сплав при температуре 760 °С переливали из печи ручным литейным ковшом в раздаточную печь.

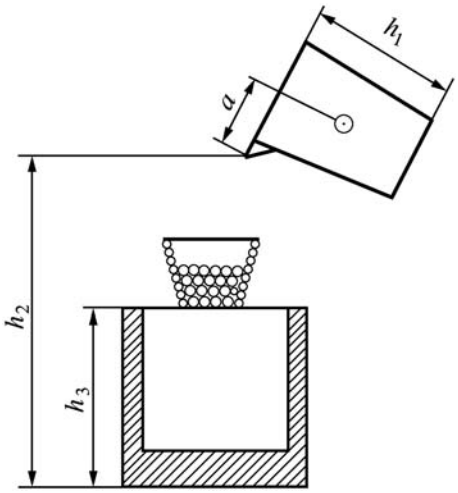


Рис. 2. Фильтрование алюминиевого сплава через активированный зернистый фильтр

Над раздаточной печью находился металлоприемник с фильтрующим блоком, изготовленным из свободно насыпанного офлюсованного керамзита, через который пропускали алюминиевый расплав. Скорость фильтрования расплава 5...8 кг/с.

Для исследования эффективности рафинирования алюминиевого сплава АК7ч, в условиях цеха 68 ОАО "АПЗ", были проведены 4 опытных плавки с последующим рафинированием через активированные зернистые фильтры.

Сравнительный металлографический анализ макроструктуры образцов из нерафинированного и рафинированного сплава АК7ч при изготовлении отливки "Крышка" показал, что нерафинированный образец содержит наибольшее количество неметаллических включений, а рафинированные образцы наименьшее.

При дальнейшем исследовании зернистых фильтров была отлита партия отливок (12 шт.) из сплава АК7ч. Испытания образцов показали, что при увеличении в 6 и 22 раза в изломе образцов шлаковых и других неметаллических включений не обнаружено. Результаты механических испытаний и измерения твердости приведены ниже.

Номер образца	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Твердость НВ
1	190	2,5	58
12	200	2,0	58

Отливкис прошли рентгеновский контроль и по заключению ЦЗЛ ОАО "АПЗ" признаны годными в соответствии с принятым технологическим процессом.

Металлографическим анализом установлено, что структура обоих образцов соответствует модифицированному сплаву и состоит из α-твердого раствора и мелкодисперсной эвтектики (α+Si). Средний размер обоих образцов 80...100 мкм.

Заключение

Результаты исследований подтверждают эффективность применения зернистого фильтра с активированным фильтрующим слоем для рафинирования алюминиевых сплавов. При этом отмечено снижение содержания неметаллических включений, модифицирующее влияние флюсового слоя, улучшение механических свойств отливки.

Применение керамзита в качестве основы огнеупорного материала показало, что он благодаря своей геометрической форме и пористой структуре хорошо пропитывается и покрывается флюсующим составом. В результате время и эффективность работы зернистого фильтра с активированным слоем увеличивается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Курдюмов А.В., Инкин С.В., Графас Н.И.** Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов. М.: Металлургия, 1980. 196 с.

2. **Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибиков Е.Л.** Производство отливок из сплавов цветных металлов. М.: "МИСИС", 1996. 504 с.

3. **Пат. 2199599 РФ, 7 С 22 В 9/02.2001.** Способ приготовления фильтрующего слоя для рафинирования алюминиево-кремниевых сплавов / И.О. Леушин, А.Г. Мухин.

4. **Леушин И.О., Мухин А.Г.** Исследование кинетики очистки от примесей алюминиевых расплавов фильтрацией // Технология металлов. 2001. № 9. С. 20–26.

Сергей Владимирович Беляев, канд. техн. наук, beryl@mail.ru;
Евгений Олегович Леушин, гл. металлург

УДК 504.61:621.745:669.1

Д.П. Михайлов, А.Н. Болдин *(Московский государственный индустриальный университет)*

Расчет вредных выбросов дуговой печи при плавке стали

Рассмотрена новая методика расчета пылевых и газовых выбросов при плавке стали в трехфазных дуговых печах.

The new design procedure of dust and gas emissions during melting of steel in three-phase arc furnaces is considered.

Ключевые слова: методика; плавка; сталь; выбросы; экология.

Keywords: technique; melting; steel; emissions; ecology.

Установка новых плавильных печей или реконструкция старых требует прогноза выбросов вредных веществ в ходе плавки, который становится актуальным в связи с проблемой экологической безопасности, позволяя оценить на этапе проектирования потребность в очистных сооружениях.

Существующие методики расчета вредных выбросов не полно отражают реальную динамику в процессе плавки. Так, в работах [1, 2] приведены оценки химического состава выбросов при выплавке коррозионно-стойкой стали, хотя марка стали не указана. На такие данные трудно ссылаться при составлении прогноза вредных выбросов при плавке конкретного сплава. Данные по суммарным выбросам в различных источниках разнятся.

Расчет шихты позволяет оценить количество легирующих и примесных элементов, попадающих в пылевые и газовые выбросы, а также в шлаки. Проведем оценку на основе расчета шихты стали 12Х18Н9ТЛ.

При плавке стали в ДСП для раннего образования шлака, дефосфорации в процессе плавления в завалку вводят 2...3 % извести, что для шихты массой 3 т составит 60...90 кг. Для расчета принимаем массу извести 90 кг.

По данным Д.Я. Поволоцкого, В.Е. Рощина, М.А. Рысса, в процессе плавления происходит окисление примесей, вносимых шихтой. Длительность периода составляет 1/3–2/3 времени всей плавки.

После расплавления шихты и перемешивания ванны отбирают пробу на химический анализ и на 3/4 скачивают шлак, вместе с которым удаляется значительная часть окислившегося фосфора. Если в первой пробе будет получено пониженное содержание углерода, шлак скачивают начисто, и проводят науглероживание металла. Для стали 12Х18Н9ТЛ науглероживание не требуется. Принимаем, что после скачивания остается 25 кг шлака.

В окислительный период (по данным Д.Я. Поволоцкого, В.Е. Рощина, М.А. Рысса) удаляется 40...60 % серы, вносимой шихтой, окисляется фосфор, углерод, хром. Реакция окисления марганца близка к равновесию, а к концу окислительного периода начинается восстановление марганца из шлака.

Принимаем, что в окислительный период вводится дополнительно 2,5 % шлака от массы металла, т.е. 75 кг шлака. В ходе восстановительного периода углерод, кремний, кальций и алюминий, находящиеся в шлаке, восстанавливают оксиды железа, марганца и хрома.

Составы шлаков, получаемых в ходе плавки в дуговой печи, приведены в табл. 1. Данные показывают, что часть потерь легирующих элементов может переходить в шлак, в частности кремний, марганец. Данные состава пыли, выделившейся при плавке в дуговой печи (табл. 2), показывают отсутствие в ней соединений хрома [1]. Примерный состав выбросов газов приведен в табл. 3.

Предлагаемая методика расчета вредных выбросов при плавке стали в дуговой печи сводится к следующему:

1. По исходным данным и результатам расчета шихты определяют потери легирующих элементов в ходе плавки.

2. На основании параметров печи (производительность, время цикла) определяют выбросы плавильного агрегата в виде пыли, оксидов углерода и азота.

3. По массе и составу пыли определяют потери легирующих элементов в пыль.

4. По массе шлаков и их составу определяют потери легирующих элементов со шлаком.

5. Оставшиеся неучтенные потери элементов и их соединений относятся на газовые выбросы.

Потери легирующих элементов в ходе плавки в дуговой печи. Расчет потерь элементов при плавке стали 12Х18Н9ТЛ приведен в табл. 4.

Расчет вредных выбросов от плавильных агрегатов. На основе характеристики установленного плавильного агрегата (ДСП-3) для расчета приняты следующие исходные данные:

1. Продолжительность полного цикла плавки дуговой печи, работающей по основному процессу, составляет 2,4 ч [3];

1. Химический состав основных шлаков при выплавке стали в дуговых печах, %

Период плавки	CaO	SiO_2	FeO	MnO	MgO
Конец плавления	35...45	15...25	5...20	5...10	5...8
Конец окислительного периода	40...50	15...20	5...25	5...10	5...10
Восстановительный период:					
белый шлак	45...58	15...25	0,5...1	< 0,7	8...20
карбидный шлак	50...60	15...20	< 0,6	< 0,4	8...20
Период плавки	Al_2O_3	CaF_2	CaC_2	P_2O_5	S
Конец плавления	3...6	–	–	0,5...1,2	0,1...0,2
Конец окислительного периода	3...6	–	–	0,4...1,0	0,1...0,3
Восстановительный период:					
белый шлак	3...6	5...15	≤ 1	–	0,3...0,6
карбидный шлак	3...6	5...15	2...4	–	0,5...0,7

2. Химический состав пыли, выделившейся при плавке в электродуговых печах

Элемент	Соединение	Содержание, % мас.
Fe^{3+}	Fe_2O_3	52,5
Zn	ZnO	16,3
Ca	CaO	14,4
Mn	MnO	4,4
Si	SiO_2	2,6
Mg	MgO	1,9
Na	Na_2O	1,5
Cl	Cl	1,2
–	Потери при прокаливании	4,3
–	–	0,9
	Баланс	100

2. Производительность плавильного агрегата:

$$Д = 3/2,4 = 1,25 \text{ т/ч}.$$

Длительность периода плавления шихты принимаем равной 1/3 времени всей плавки, т.е. 2,4/3 = 0,8 ч, длительность окислительного и восстановительного периода 0,4 и 1,2 ч соответственно.

По данным [1], удельное выделение загрязняющих веществ q зависит от производительности плавильного агрегата (табл. 5).

Для выплавки стали в печи вместимостью 3 т принимаем, что удельное выделение пыли составляет 9,65 кг/т, оксида углерода – 1,25 кг/т, оксидов азота – 0,26 кг/т.

Количество выбросов П, кг/ч, загрязняющих веществ от плавильных агрегатов рассчитывается по формуле [2]:

$$П = 1,4qДβ,$$

где β – поправочный коэффициент учета условий плавки.

Для оценки количества неорганизованных выбросов вследствие неплотностей технологического обо-

3. Химический анализ образцов отходящих газов из электродуговых печей (пять плавок коррозионно-стойкой стали)

Элемент	Соединение	Содержание, % мас.	Элемент	Соединение	Содержание, % мас.
Fe^{3+}	Fe_2O_3	23,95	Ni	NiO	0,62
Fe^{2+}	FeO	9,66	V	V_2O_5	0,51
Ca	CaO	15,41	Al	Al_2O_3	0,47
Mg	MgO	15,25	Co	Co_3O_4	0,08
–	Растворимые щелочи	11,25	Ti	TiO_2	0,05
Cr	Cr_2O_3	8,77	N	N_2	0,014
Mn	MnO	2,75	P	P_2O_5	Следы
C	C	1,60	–	Влага	–
Mo	MoO_3	0,95	–	Потери при прокаливании	–
S	S	0,64			

4. Расчет потерь элементов в ходе плавки стали 12Х18Н9ТЛ в ДСП-3

Элемент	Содержание элемента, кг		Потери, кг	
	в шихте	в расплаве	элементов	в виде соединений
C	9,40	8,35	1,05	2,45 (CO)
Si	23,68	12,19	11,49	37,75 (SiO_2)
Mn	43,08	30,00	13,08	16,89 (MnO)
Cr	558,53	510,00	48,53	70,93 (Cr_2O_3)
Ni	249,67	240,00	9,67	12,29 (NiO)
Ti	26,75	18,00	8,75	14,58 (TiO_2)
S	1,05	0,60	0,45	0,45 (S)
P	1,52	0,88	0,64	1,47 (P_2O_5)

5. Удельное выделение загрязняющих веществ при выплавке стали и чугуна в электродуговых печах

Производительность печи, т/ч	Удельное выделение *q*, кг/т		
	пыли	оксида углерода	оксидов азота
0,33	9,9	1,4	0,27
0,94	9,8	1,2	0,26
1,56	9,5	1,3	0,26
2,0	9,4	1,3	0,26
2,7	9,2	1,4	0,27

6. Поправочный коэффициент β

Материал	Условия плавки				
	Кислый процесс	Основной процесс	Применение кислорода	Плавка легированной стали	Предварительный нагрев шихты до 400 °С
Сталь	1,0	0,80	1,15	0,85	–
Чугун	1,0	0,67	1,10	–	1,22

рудования (в среднем 40 % от организованных) вводится коэффициент 1,4.

Значение поправочного коэффициента β определяется по табл. 6 [1].

Для плавки стали с применением кислорода принимаем β = 1,15.

Количество выбросов загрязняющих веществ от печи ДСП-3:

– пыль: П = 1,4·9,65·1,25·1,15 = 19,42 кг/ч;

– оксид углерода: П = 1,4·1,25·1,25·1,15 = 2,52 кг/ч;

– оксиды азота: П = 1,4·0,26·1,25·1,15 = 0,52 кг/ч.

За время плавки количество выбросов пыли и оксида углерода составит: пыль 19,42·2,4 = 46,61 кг; оксид углерода 2,52·2,4 = 6,05 кг.

Потери легирующих элементов с пылью. В составе пыли (см. табл. 2) из легирующих элементов стали могут оказаться кремний и марганец. Принимаем за основу соотношение между компонентами пыли. Таким образом, в пыли содержится: SiO_2 – 46,61·0,026 = 1,21 кг; MnO – 46,61·0,044 = 2,05 кг.

Расчет потерь легирующих элементов со шлаками

Потери в ходе плавления. Как отмечено выше, в состав шихты добавляют известь, образующую шлак. Было принято, что вводится 90 кг извести. В пересчете на CaO это составит 68,1 кг. За время плавления часть CaO будет потеряна с пылью. Принимаем, что потери CaO составляют треть от общего содержания его в пыли, в соответствии с долей периода плавления от всего

7. Состав шлака в конце плавления, %/кг

CaO	SiO_2	FeO	MnO	MgO	Al_2O_3	P_2O_5	S
44/65,9	15/22,47	20/29,95	8/11,98	7,2/10,78	5/7,49	0,7/1,05	0,1/0,15

времени плавки, т.е. 46,61·0,144/3 = 2,24 ≈ 2,2 кг. Таким образом, в составе шлака будет 68,1 – 2,2 = 65,9 кг CaO. Составы шлаков приведены в табл. 1 (конец плавления). Принимаем, что будет получен следующий состав шлака (табл. 7).

После скачивания 3/4 шлака в конце плавления шихты из печи будет удалено следующее количество соединений кремния, железа, марганца, фосфора и серы:

Соединение	SiO_2	MnO	P_2O_5	S
Потери, кг	16,85	8,99	0,79	0,11

Потери элементов после скачивания шлака в конце восстановительного периода. Восстановительному периоду плавки предшествует окислительный. Поскольку доля окислительного периода от общего времени плавки составляет 1/6, принимаем, что в ходе этого периода шлак потеряет дополнительно 1/6 часть общих потерь в пыль, т.е. 1,1 кг CaO. Таким образом, в шлаке останется 14,83 кг CaO.

Исходя из соотношения компонентов добавляемого шлака общей массой 75 кг, определяем, что в составе шлака будет добавлено 40,54 кг CaO и общее содержание CaO составит в шлаке 55,37 кг. В ходе восстановительного периода часть CaO попадает в выбросы в виде пыли. Время восстановительного периода принято равным половине времени плавки, поэтому потери CaO составят 46,61·0,144/2 ≈ 3,4 кг. Тогда в составе шлака останется 52,01 кг CaO. Состав шлака и количество соединений в нем в конце восстановительного периода принимаем следующим (табл. 8).

Принимаем, что содержащиеся в шлаке соединения кремния, марганца, серы, фосфора вместе со шлаком будут удалены из печи. Общие потери этих элементов при скачивании шлаков следующие:

Соединение	SiO_2	MnO	P_2O_5	S
Потери, кг	34,19	9,19	0,79	0,62

Потери элементов через газовые выбросы. Сводные данные по расчетам потерь элементов при скачивании шлаков, а также в пылевых и газовых выбросах приведены в табл. 9.

Легирующие элементы вводятся в печь после расплавления шихты, поэтому для оценки выбросов учитываем время после ввода ферросплавов в печь. В данном случае время восстановительного периода 1,2 ч, а для оксида углерода 2,4 ч.

Таким образом, потери составят:

CO: П = 2,45/2,4 = 1,02 кг/ч; **SiO_2:** П = 2,35/1,2 = 1,95 кг/ч;
MnO: П = 5,65/1,2 = 4,71 кг/ч; **Cr_2O_3:** П = 70,93/1,2 = 59,11 кг/ч;
NiO: П = 12,29/1,2 = 10,24 кг/ч; **TiO_2:** П = 14,58/1,2 = 12,15 кг/ч;
P_2O_5: П = 0,68/1,2 = 0,57 кг/ч.

Из полученных данных следует, что содержание серы в шлаках выше потерь в ходе плавки. Поскольку состав шлаков был взят по данным Д.Я. Поволоцкого, В.Е. Рощина, М.А. Рысса, то такой результат расчета мог быть вызван неточностью данных по исходному содержанию серы в шихтовых материалах или завышенным содержанием серы в шлаке.

Обращает на себя внимание низкое содержание в газовых выбросах CO 1,02 кг/ч против 2,52 кг/ч по

8. Состав шлака после восстановительного периода (карбидный шлак), %/кг

CaO	SiO_2	FeO	MnO	MgO	Al_2O_3	CaF_2	CaC_2	S
51/52,01	17/17,34	0,5/0,51	0,2/0,20	15/15,30	5,7/5,81	8/8,16	3/3,10	0,5/0,51

9. Потери элементов в стали 12Х18Н9ТЛ в выбросах и шлаках

Элемент	Потери, кг				
	элементов	в виде соединений	в виде пыли	в шлаках	в газовых выбросах
C	1,05	2,45 (CO)	0	0	2,45
Si	11,49	37,75 (SiO_2)	1,21	34,19	2,35
Mn	13,08	16,89 (MnO)	2,05	9,19	5,65
Cr	48,53	70,93 (Cr_2O_3)	0	0	70,93
Ni	9,67	12,29 (NiO)	0	0	12,29
Ti	8,75	14,58 (TiO_2)	0	0	14,58
S	0,45	0,45 (S)	0	0,62	0
P	0,64	1,47 (P_2O_5)	0	0,79	0,68

предварительным расчетам. Разница вызвана тем, что в выбросы попадает и продукт горения электродов.

По расчетам в газовые выбросы попадает значительное количество Cr_2O_3. Причина такого результата – отсутствие данных по содержанию Cr_2O_3 в шлаках, хотя на такую возможность указывают Д.Я. Поволоцкий, В.Е. Рощин, М.А. Рысс. Для рассматриваемого в статье случая большое содержание FeO наблюдается в шлаках, существующих в период плавления шихты и окислительном периоде (см. табл. 1). В конце восстановительного периода в шлаке мало FeO, поэтому должно быть мало Cr_2O_3. Возможно, помимо газообразных выбросов, часть Cr_2O_3 теряется в виде мелкодисперсных частиц шлака в составе пыли.

Повышенное расчетное содержание NiO в выбросах может быть вызвано использованием в расчете шихты коэффициента ее общего угара, который не учитывает выход жидкого металла из шихтового материала никеля.

Вывод

Результаты расчета шихты позволяют получить исходные данные для проведения предварительных расчетов вредных выбросов в виде газа и пыли, а также потерь легирующих элементов вместе со шлаками при плавке и дает возможность разработать меры по очистке отходящих газов и пыли.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Экология** литейного производства / под ред. А.Н. Болдина, С.С. Жуковского, А.Н. Поддубного и др. Брянск.: Изд-во БГТУ, 2001. 315 с.

2. **Болдин А.Н., Поддубный А.Н.** Основы экологической экспертизы. Брянск: Изд-во БГТУ, 2001. 135 с.

3. **Соловьев В.П., Гладышев С.А., Воронцов В.И.** Проектирование новых и реконструкция действующих литейных цехов: учеб. пособие. М.: МИСиС, 2002. 237 с.

Дмитрий Петрович Михайлов, канд. техн. наук, kafed14@rambler.ru;
Александр Николаевич Болдин, канд. техн. наук

УДК 621.791.92

В.М. Бродский *(Курский государственный технический университет)*

Исследование работоспособности шарошек буровых долот, упрочненных композитными наплавленными покрытиями

Показана высокая эффективность применения композитных наплавленных покрытий для упрочнения буровых долот.

High efficiency of application of composite surfaced coatings for hardening of boring tools is demonstrated.

Ключевые слова: композитные наплавленные покрытия; карбид вольфрама; упрочнение буровых долот.

Keyword: composite surfaced coatings; tungsten carbide; hardening of boring tools.

Износостойкие наплавочные сплавы находят широкое применение для упрочнения рабочих поверхностей деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания. В своем большинстве они относятся к твердым и хрупким конструкционным материалам. Достаточная износостойкость обеспечивается высоким содержанием в их микроструктуре простых и сложных карбидов, боридов и других твердых и, как правило, хрупких фаз. Это делает проблематичным их использование в случае динамических нагрузок.

Перспективным направлением радикального улучшения прочностных и эксплуатационных характеристик твердых наплавленных покрытий является применение принципов композиционного построения материалов, в частности, создание слоистых композитов с чередованием прослоек хрупкого износостойкого и более вязкого и прочного металлов.

Применение вязких упрочняющих прослоек создает ряд факторов, существенно повышающих вязкость разрушения и прочностные характеристики композитных наплавленных слоев (КНС):

– увеличение в наплавленном слое объема металла, способного к упругопластической деформации;

– частичное рассеяние и затухание упругой волны при передаче ударных импульсов через вязкие прослойки;

– торможение и остановка трещин границами раздела и металлом вязких прослоек;

– увеличение поверхностей сплавления хрупкого металла с вязким металлом основы и прослоек, разориентация поверхностей сплавления относительно действующих нагрузок.

При получении КНС наиболее естественным представляется использование в качестве материала

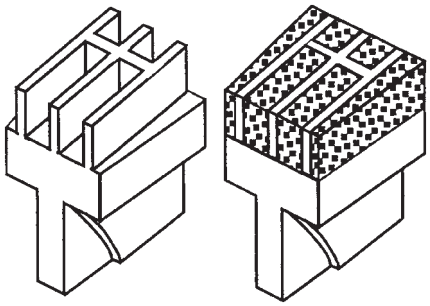


Рис. 1. Схема получения КНС путем заплавления технологических углублений

вязких прослоек основного металла упрочняемой детали. На наплавляемой поверхности выполняют технологические углубления, которые затем заплавляют твердым сплавом (рис. 1). Однако получение углублений является достаточно сложной технологической операцией. Избежать ее при получении чередующихся участков вязкого основного и износостойкого наплавленного металлов позволяет применение технологии упрочнения плазменной и вспомогательной дугами (УПВД) с глубоким проплавлением основного металла [1] (рис. 2).

Однако вязкие прослойки основного металла, решая задачу повышения стойкости к динамическим нагрузкам, при недостаточной твердости могут снизить стойкость КНС против абразивного изнашивания. Более широкие возможности предоставляет способ, при котором вязкие прослойки из материала, более износостойкого, чем основной, получают на поверхности детали электродуговой наплавкой в виде валиков (рис. 3, *а*). В дальнейшем промежутки между вязкими валиками заполняют износостойким хрупким сплавом (рис. 3, *б*) [2]. Особенно эффективна эта технология при газопламенной наплавке композиционного сплава на основе зерен литого карбида вольфрама (релита), окруженных металлосвязкой.

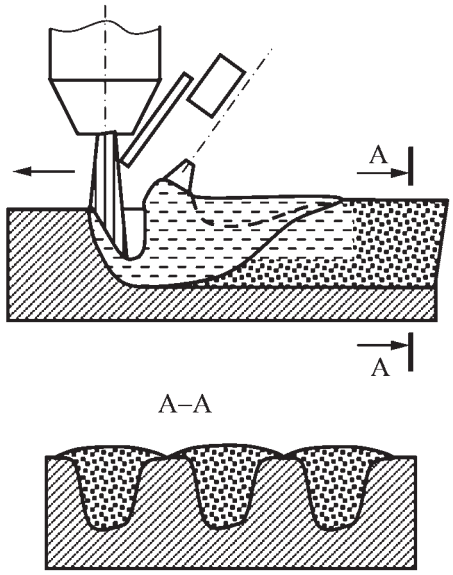


Рис. 2. Схема получения КНС путем глубокого проплавления основного металла

Рис. 3. Схема получения вязких прослоек КНС путем электродуговой наплавки

Дальнейшим развитием данного способа является автоматизированная двухдуговая наплавка КНС (рис. 4) [3]. Передняя дуга наплавляет валик с пластичным металлом и осуществляет предварительный подогрев для наплавки валика из износостойкого металла позади идущей дугой, необходимый для предотвращения холодных трещин. При выполнении последующих проходов необходимо выполнение условия наплавки износостойкого металла с перекрытием валика пластичного металла, наплавленного ранее. В противном случае ранее наплавленный износостойкий металл будет растрескиваться.

Для выбора материала наплавленных вязких прослоек применительно к калибрующему конусу шарошек буровых долот были проведены комплексные испытания КНС с прослойками из 8 сплавов [4]. Релитовую наплавку получали путем плавления трубчатого электрода Т3, заполненного релитом грануляцией 0,8...1,2 мм, ацетиленокислородным пламенем. Работоспособность КНС оценивали по данным лабораторных испытаний на стойкость к изнашиванию по закрепленному абразиву и стойкость к циклическим ударам по металлической наковальне. Выбранные сплавы были условно разделены на три группы:

1 – ударостойкие (вязкие) сплавы (ЭА 395/9; ПП-Г13, сталь 10);

2 – износостойкие сплавы (Т-590, ВСН-8);

3 – износостойкие материалы, стойкие к динамическим нагрузкам (ЭН-60М, ВСН-6, ЦН-6Л, ОЗИ-3).

Испытания на абразивную износостойкость проводились путем трения скольжения по абразивному кругу под нагрузкой торцовой поверхностью двух цилиндрических образцов равного диаметра, один из ко-

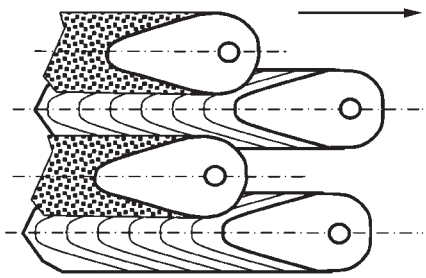


Рис. 4. Схема двухдуговой наплавки КНС

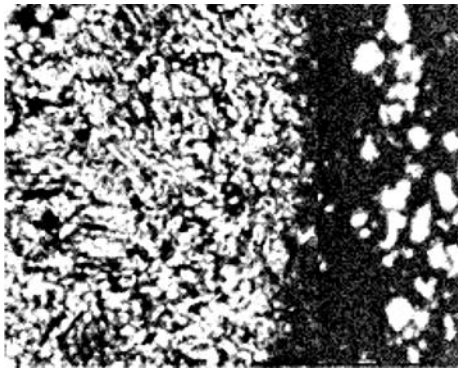


Рис. 5. Микроструктура зоны сплавления вязкой прослойки (электрод ВСН-6) и релитовой наплавки. ×125

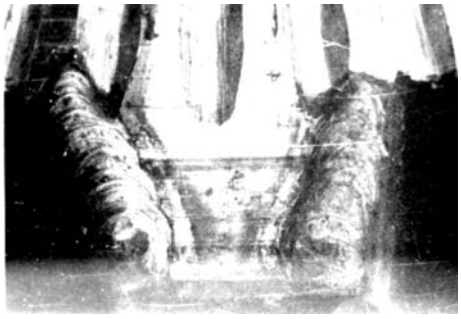


Рис. 6. Наплавленные вязкие прослойки на калибрующем зубе шарошки бурового долота

торых был эталоном. В качестве эталона использовали образец со сплошной релитовой наплавкой. Микроструктура зоны сплавления образца с КНС представлена на рис. 5.

Наиболее высокую работоспособность в исследуемых условиях показали КНС, упрочненные прослойками сплавов 3-й группы. Абразивная износостойкость КНС с прослойками, полученными наплавкой ВСН-6 (У13Х14В15Ф2ГСР), оказались выше износостойкости сплошных слоев в 1,1–1,2 раза, а ударостойкость – в 1,8–3,55 раза.

Проверку результатов лабораторных исследований проводили испытаниями на стенде буровых шарошечных долот, оснащенных на калибрующей поверхности композитным наплавленным слоем. Опытные долота, предназначенные для стендовых испытаний, изготовляли на Самарском долотном заводе на базе серийно выпускаемых долот 2К-214СТ.

КНС на калибрующей поверхности шарошек опытных долот изготовлялись по двум вариантам. В первом случае прослойки износостойкого и прочного сплава ПП-У13Х14В15Ф2ГСР наплавляли согласно рис. 6 по контуру калибрующих зубьев (условный шифр опытных долот 1П-2К-214СТ).

По второму варианту углубления на наплавляемой поверхности получали фрезерованием. При этом материалом прослоек служил основной металл (условный шифр опытных долот 2П-2К-214СТ). Наплавку релитом на опытных долотах производили газопламенным способом. На серийных долотах на калибрующей поверхности шарошек газовым способом получали сплошной (без прослоек) наплавленный слой. Во всех случаях использовали релит грануляции 0,9...0,63 мм.

Испытания серийных и опытных долот проводили на стенде ЗИФ 1200А. Отработку долот производили на блоках серого янцевского гранита твердостью по штампу 3,6 Па. Все долота перед началом испытаний подвергали проверке на соответствие техническим условиям. Для обеспечения одинаковых начальных условий испытаний забуривание в блоке породы производили долотом 3К-214ОКП. В процессе испытаний через каждую минуту работы долота регистрировали проходку, а через каждые две минуты (в течение 10 мин после начала испытаний, а также в конце испытаний) регистрировали потерю диаметра долота и износ по высоте калибрующих зубьев (зубьев периферийного ряда). Время испытаний для всех долот принимали одинаковым (17 мин), равным времени, за которое механическая скорость бурения серийного долота падала на 65...70 %.

В таблице представлены результаты сравнительного анализа показателей серийных и опытных долот при отработке их на стенде. По такому показателю, как ме-

Показатели работы на стенде серийных и опытных долот

Показатели бурения	2К-214СТ		1П-2К-214СТ		2П-2К-214СТ	
	Значение	%	Значение	%	Значение	%
Проходка, мм	478	100	643	134	568	119
Скорость бурения, мм/мин:						
начальная	51,0	100	65,0	127	62,0	121
конечная	14,0	100	22,0	157	19,0	136
средняя	28,0	100	37,9	135	33,5	120
Потеря диаметра	0,8	100	0,3	35,4	0,4	47,0
Износ калибрующих (периферийных) зубьев по высоте, %	62,3	100	18,0	29,0	21,1	34,0

ханическая скорость бурения, наилучшие результаты показали опытные долота 1П-2К-214СТ. Большая механическая скорость бурения обеспечивается более высокой стойкостью наплавленного слоя опытных долот против скалывания и хрупкого разрушения, что, в свою очередь, способствует уменьшению износа по высоте калибрующих зубьев. Эти же долота обладают наибольшей стойкостью против абразивного изнашивания (минимальный износ по диаметру).

В результате стендовых испытаний удалось установить, что опытные долота, имеющие композитный наплавленный слой на калибрующей поверхности, обладают более высокой работоспособностью, чем серийные долота.

Выводы

1. КНС с чередующимися прослойками вязкого и хрупкого металлов являются мощным резервом повышения долговечности деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания в сочетании с динамическими нагрузками.

2. Наиболее эффективным материалом вязких прослоек КНС является металл, вносящий вклад в сопротивление абразивному изнашиванию с сохранением приемлемой стойкости к динамическим нагрузкам (в частности, сплав типа У13Х14В15Ф2ГСР).

3. В результате стендовых испытаний установлено, что наиболее работоспособными оказались опытные буровые долота, оснащенные на обратном конусе КНС с прослойками сплава типа У13Х14В15Ф2ГСР.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Повышение** эффективности поверхностного упрочнения наплавкой путем формирования комбинированных твердых покрытий / Ф.Н. Рыжков, В.Я. Воротников, Н.Ю. Усикова и др. Курск: Курский ГТУ, 2000. 143 с.

2. **А.с. 1460841 СССР,** МКИ^3 В 23 К 9/04. Способ дуговой наплавки / В.Я. Воротников, В.М. Бродский, О.И. Стеклов и др. Приоритет 16.06.1986 г., зарегистрировано в Гос. Реестре изобр. СССР 22.12.88.

3. **А.с. 1624827 СССР,** МКИ^3 В 23 К 9/04. Способ дуговой наплавки / В.М. Бродский и др. Приоритет 28.03.1989, зарег. в Гос. Реестре изобр. СССР 01.10.90.

4. **Бродский В.М.** Испытания композиционных наплавленных слоев на износо- и ударостойкость // Материалы и упрочняющие технологии – 2008: матер. XV Рос. науч.-техн. конф. с междунар. участием. Курск, 2007. С. 248–251.

Валерий Моисеевич Бродский, канд. техн. наук,
brodsky2004@yandex.ru

Памяти Александра Яковлевича Ларионова

7 декабря 2009 г. после тяжелой болезни скончался канд. техн. наук, доцент кафедры "Материаловедение, литьё и сварка" (МЛС) Рыбинской государственной авиационной технологической академии (РГАТА) им. П.А. Соловьёва Александр Яковлевич Ларионов.

Александр Яковлевич родился 10 октября 1938 г. в городе Нижний Тагил. В 1961 г. окончил Уральский политехнический институт им. С.М. Кирова по специальности "Металлургия чёрных металлов".

В РГАТА им. П.А. Соловьёва Александр Яковлевич работал с 1970 г. в должности старшего преподавателя, а затем доцента. Он являлся одним из ведущих преподавателей металлургического и технологического циклов дисциплин по специальностям "Литейное производство чёрных и цветных металлов", "Материаловедение и технология новых материалов", "Металлургия сварочного производства". Значительный вклад внёс Александр Яковлевич в методическое обеспечение учебного процесса. Он подготовил учебные пособия по дисциплинам "Физико-химические основы металлургического производства", "Физико-химия материалов и покрытий", "Основы физики твёрдого тела", сборник задач по "Теории металлургических процессов".

Научные исследования А.Я. Ларионова главным образом направлены на совершенствование теории и технологии рафинирования и модифицирования литейных сплавов на основе использования современных принципов термодинамики и термокинетики формирования сплавов.

Существенный вклад внёс Александр Яковлевич в выполнение кафедральных НИР, направленных на исследование и обеспечение тепловой структуры и фазовой стабильности сплавов в условиях циклических температурно-силовых воздействий. По результатам научных исследований Александр Яковлевич в соавторстве с коллегами и студентами опубликовал более 100 научных статей, тезисов докладов и 11 авторских свидетельств и патентов.

Высокий профессионализм, широкая эрудиция, доброжелательность и отзывчивость, ответственность и добросовестность послужили основой заслуженного авторитета, которым пользовался Александр Яковлевич среди преподавателей, сотрудников и студентов кафедры МЛС и академии.

Светлая память и добрые воспоминания об Александре Яковлевиче останутся у его учеников, у всех, кто работал, общался с ним и знал его.

Коллектив кафедры МЛС, редакция
и редакционный совет журнала

УДК 621.735.32

А.Д. Хван *(Воронежский государственный технический университет)*

Штамп для осадки со сдвигом плоских заготовок

Рассмотрен штамп для осадки со сдвигом плоских заготовок, необходимый для совершенствования механотермической обработки (МТО) инструментов с целью улучшения их эксплуатационных свойств. В штампе используется гидросистема, позволяющая изменять соотношения между угловой и линейной деформациями в обрабатываемой заготовке. Применение данной конструкции штампа позволит повысить эффективность пластической обработки заготовок при МТО.

The stamp for upsetting with shift of flat billets needed for perfection of mechanic-thermal treatment of tools to improve their operational properties is considered. The hydraulic system allowing to change relations between angular and linear deformations in processed billet is used in stamp. Application of the stamp given design will increase efficiency of billets plastic processing in the process of mechanic-thermal treatment.

Ключевые слова: штамп; осадка; относительная деформация; сдвиг; гидросистема; пуансон; корпус; давление; деформирующие силы; интенсивность напряжений.

Keywords: die; upsetting; relative deformation; shift; hydraulic system; punch; case; pressure; deforming forces; intensity of stresses.

В настоящее время придается большое значение инновационным технологиям повышения стойкости инструментов, основанным на механотермической обработке (МТО) и предварительной МТО (ПМТО). При этом актуальной является разработка технологий пластической обработки заготовок инструментов, в частности, крупномодульных червячных фрез. Последние, как правило, изготовляются составными с режущими элементами из стали Р6М5, заготовки которых имеют плоскую прямоугольного сечения форму.

Предложенная в работе [2] конструкция штампа не позволяет в деформируемой плоской заготовке изменять соотношение между угловой и линейной деформациями в широких пределах. В связи с этим в настоящей работе рассмотрена конструкция штампа с гидроприводом для осадки со сдвигом плоских заготовок размером $h_0 \times b_0 \times t_0$ (высота × ширина × толщина).

Штамп содержит следующие основные элементы (рис. 1). Цилиндрический корпус *1* с выполненным в нем каналом *2*, установленный жестко на опорной плите *3*. В корпусе (в цилиндрическом отверстии) по скользящей посадке размещены пуансон *4* и верхний выполненный в форме цилиндра упор *5*, нижний прямоугольный упор *6*, установленный на гладкой поверхности опорной плиты *3* с возможностью перемещения по ней и в выполненных на противоположных сторонах стенки корпуса *1* прямоугольных отверстиях.

Верхний упор *5* образует в корпусе с пуансоном *4* внутреннюю цилиндрическую полость *B*, входящую в состав гидросистемы для перемещения нижнего упора, включающей канал корпуса и гидроцилиндр. На плите *3* закреплен гидроцилиндр *7* с поршнем *8*, шток *9* которого соединен с нижним упором *6*.

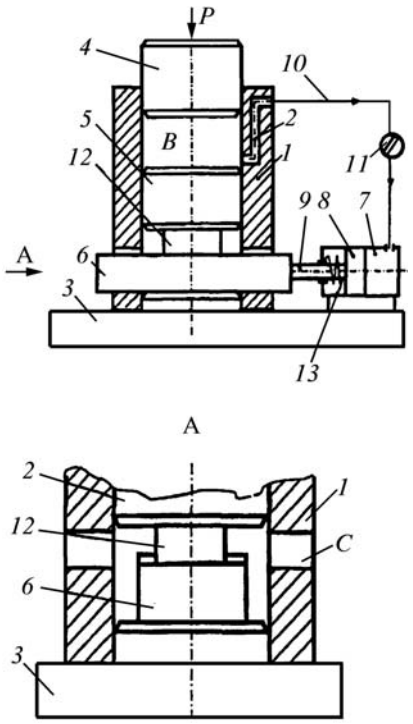


Рис. 1. Схема штампа

Штамп также содержит необходимую для перемещения упора *6* гидросистему, включающую в себя внутреннюю цилиндрическую полость *B*, канал *2*, трубопровод *10*, дроссель *11* и гидроцилиндр *7*.

Для уменьшения сил трения между нижним упором *6* и опорной плитой *3* рекомендуется размещать антифрикционный слой, например фторопластовую пленку толщиной ~ 50 мкм. Плоскую заготовку *12* устанавливают через отверстия *C* между упорами *5* и *6*. Штамп совместно с заготовкой ставят на рабочую плиту пресса и производят пластическую обработку заготовки.

При приложении силы *P* к пуансону *4* он перемещается вниз. При этом сила *P* будет передаваться через рабочую жидкость в цилиндрической полости *B* и верхний упор *5* заготовке *12*, а через нее – нижнему упору *6*.

Благодаря гидросистеме рабочая жидкость из полости *B* под давлением p_1, будет перемещаться по каналу *2*, трубопроводу *10* и через дроссель *11* в полость гидроцилиндра *7* и сдвигать поршень *8* со штоком *9*, а тем самым и нижний упор *6* влево (см. рис. 1). При этом сила, вызывающая перемещение упора *6*, будет равна

$$T' = p_2 \pi D_2^2 / 4, \qquad (1)$$

где p_2 – изменяемое с помощью дросселя *11* давление жидкости в гидроцилиндре; D_2 – внутренний диаметр гидроцилиндра *7*.

Давление жидкости в полости *B* определяется соотношением

$$p_1 = 4P / \pi D_1^2, \qquad (2)$$

где D_1 – диаметр цилиндрической полости *B*.

Таким образом, обрабатываемая заготовка *12* будет подвергаться сжатию силой *P* и деформации сдвига силой *T* благодаря насечкам на соприкасающихся с заготовкой торцах упоров *5* и *6*. При этом, изменяя с помощью дросселя *11* давление p_2, можно изменять отношение деформации сдвига к деформации сжатия в широких пределах. В случае полного закрытия дросселем *11* доступа рабочей жидкости ($p_2 = 0$) в полость гидроцилиндра *7* заготовка *12* будет только осаживаться.

После окончания обработки заготовки до необходимой степени деформации приложенная к пуансону *4* нагрузка снимается. При этом под действием сжатой пружины *13*, установленной на штоке *9*, поршень *8* со штоком *9* и нижним упором *6* будут перемещаться вправо до исходного положения, возвращая также пуансон *4* в верхнее начальное положение.

Действующие на заготовку деформирующие силы согласно [2] будут равны

$$\begin{aligned} P &= \sigma_0(\varepsilon) F / \Delta; \\ T &= \sigma_0(\varepsilon) F \gamma (1-\varepsilon) / 3\varepsilon\Delta, \end{aligned} \qquad (3)$$

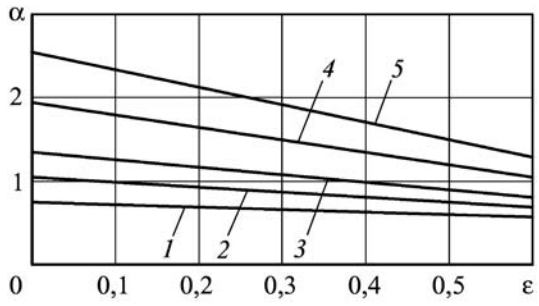


Рис. 2. График изменения параметра *α* при различных значениях коэффициента *c*:
1 – 0,1; *2* – 0,2; *3* – 0,3; *4* – 0,4; *5* – 0,7

где $\sigma_0(\varepsilon)$ – интенсивность напряжений; ε, γ – соответственно относительная и угловая деформации; *F* – текущая площадь поперечного сечения заготовки; $\Delta = \sqrt{1 + \gamma^2 (1-\varepsilon)^2 / 3\varepsilon^2}$.

Приложенная к упору *6* с помощью гидросистемы сила будет равна

$$T' = T + Pf, \qquad (4)$$

где *f* – коэффициент трения в сопрягаемых поверхностях упора *6* и опорной плиты *3*.

После подстановки соотношений (1)–(3) в (4) получим формулу для оценки параметра α, характеризующего соотношение между давлениями в рабочих полостях *B* штампа и гидроцилиндра *7*:

$$\alpha = \frac{p_2}{p_1} = \frac{D_1^2}{3D_2^2}[3f + f(\varepsilon)(1-\varepsilon)/\varepsilon], \qquad (5)$$

где $f(\varepsilon) = \gamma$ – функция, связывающая угловые и относительные деформации. Задаваясь значением этого параметра, с помощью дросселя *11* в гидросистеме можно изменять соотношения между угловыми и линейными деформациями в пластически обрабатываемой заготовке, и тем самым выбрать оптимальный режим деформирования последней для достижения максимального повышения стойкости инструмента.

В частности, можно принять линейную функцию $f(\varepsilon) = c\varepsilon$, где *c* – коэффициент, определяющий отношение угловой деформации к относительной. Тогда уравнение (5) можно записать в виде

$$\alpha = \frac{D_1^2}{3D_2^2}[3f + c(1-\varepsilon)]. \qquad (6)$$

На рис. 2 показаны графики изменения параметра α (при условии $D_1 = 3D_2, f = 0{,}05$) для различных значений коэффициента *c*.

Как видим, параметр α представляет собой убывающую линейную функцию относительной деформации осадки заготовки ε.

Идеи, заложенные в данной конструкции штампа, могут быть успешно использованы при проектировании и изготовлении технологической оснастки для пластической обработки плоских заготовок при МТО в производственных условиях.

На конструкцию штампа получен патент [3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Хван Д.В., Токарев А.В., Воропаев А.А., Кефели В.В.** Повышение стойкости режущего инструмента осадкой с кручением // Кузнечно-штамповочное производство. 2002. № 1. С. 44–46.

2. **Хван А.Д., Попов А.В.** Пластическая обработка плоских заготовок осадкой со сдвигом // Кузнечно-штамповочное производство. 2007. № 10. С. 35–37.

3. **Пат. 21334414 RU,** G 01 № 3/08. Устройство для испытаний материалов на сжатие / А.Д. Хван и др. Бюл. № 22 от 10.08.1999.

Александр Дмитриевич Хван, канд. техн. наук,
8(4732) 52-74-80

УДК 621.77.4:621.762.4

В.А. Поклад, В.А. Гейкин, О.И. Самойлов, И.А. Бурлаков, А.К. Онищенко *(НИИД ФГУП "ММПП "Салют", Москва)*

Пути повышения ресурса гранульных дисков ГТД из сплава ЭП741НП

Приведены результаты сравнительного анализа механических свойств материала дисков газотурбинных двигателей, полученные с применением жидкофазного спекания и горячего изостатического прессования (ГИП) с последующей пластической деформацией. Показано, что жидкофазное спекание и последующая пластическая деформация после ГИП обеспечивают повышение стабильности свойств и повышение относительного удлинения до 2 раз.

The comparison results of mechanical properties of the jet engine material obtained by liquid phase sintering and liquid phase sintering and hot isostatic pressing (HIP) followed by plastic deformation. Shown the increase in properties stability and relative elongation by two times after HIP, liquid phase sintering and plastic deformation.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель; диск; жидкофазное спекание; горячее изостатическое прессование; механические свойства.

Keywords: jet engine; disk; liquid phase sintering; hot isostatic pressing; mechanical properties.

Традиционная технология изготовления рассматриваемых дисков включает в себя следующие основные операции: изготовление гранул, заполнение в вакууме стальных капсул, горячее изостатическое прессование (ГИП) и механическую обработку. Данная технология обеспечивает достаточно высокий уровень механических характеристик при температуре 20 °С (таблица).

На ВИЛСе изучено около 60 серийных заготовок дисков из гранул ЭП741НП. По некоторым параметрам структуры заготовки имели отклонения, послужившие причиной проявления нестабильности свойств при испытании на длительную прочность (ТЛС, 2007, № 4). Результаты проведенных нами исследований при различных температурах подтвердили эти данные (рис. 1).

Механические характеристики материала дисков из сплава ЭП741НП, полученные по традиционной и предлагаемой технологиям

Способ получения образцов	σ_s, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	$d_{отп}$, мм	*KC*U, МДж/м^2
Традиционная технология	1148	1424	13,3	16,9	1,52	0,43
Предлагаемая технология	1083	1495	20,4	22,7	1,57	0,47
	1082	1491	20,0	24,6	1,53	0,47
	1128	1516	21,6	25,6	1,58	0,45
По ТУ 1-809-530–04	≥ 950	≥ 1400	≥ 13,0	≥ 15,0	1,50...1,75	≥ 0,40

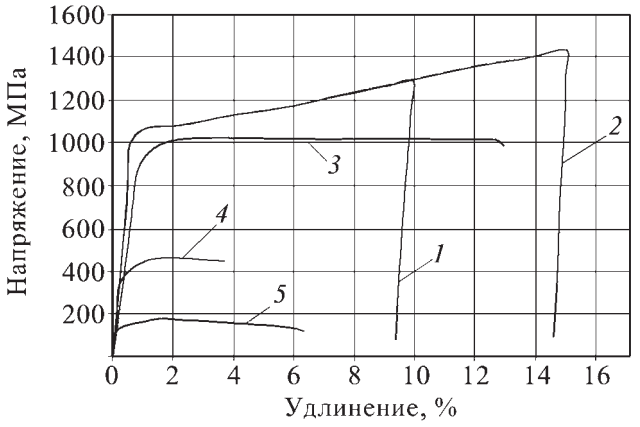


Рис. 1. Зависимости напряжений от удлинения заготовок из сплава ЭП741НП без деформации и жидкофазного спекания при температуре:
1 – 20 °С (без разрушения); *2* – 20 °С (с разрушением); *3* – 800 °С; *4* – 1000 °С; *5* — 1100 °С

Жидкофазное спекание в сочетании с деформацией локальной деформирующей нагрузкой выравнивает структуру и получаемые свойства, что было доказано экспериментально (см. таблицу, рис. 2). С учетом полученных результатов было решено разработать новую технологию, базирующуюся на ГИП, жидкофазном спекании, горячей осадке и изотермической раскатке, исключающей применение тяжелого прессового оборудования. Заготовку массой 32 кг подвергали жидкофазному спеканию, ГИП, отжигу, осадке и изотермической раскатке.

Высокотемпературный отжиг проводили по следующему режиму: нагрев до 1165 °С, выдержка при этой температуре 2 часа и охлаждение до 1000 °С. Осадку осуществляли на прессе модели ПА2642, оснащенном изотермическим блоком УИДИН-400М, нагретым до температуры 920 °С. Температура осадки 1120 °С.

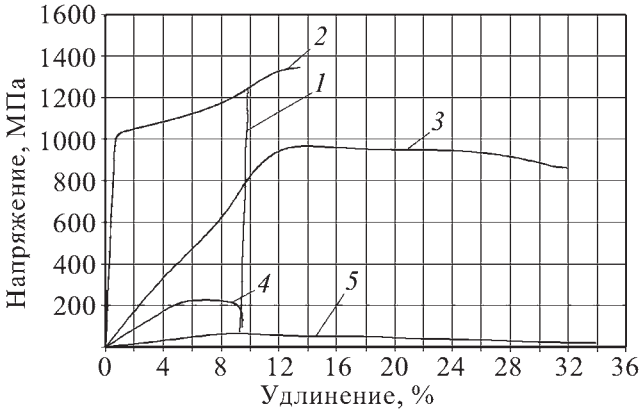


Рис. 2. Зависимости напряжений от удлинения заготовок из сплава ЭП741НП с применением жидкофазного спекания и изотермической раскатки при температуре:
1 – 20 °С (без разрушения); *2* – 20 °С (с разрушением); *3* – 800 °С; *4* – 1000 °С; *5* – 1100 °С

На последних этапах многостадийной осадки наблюдалось заметное снижение напряжения течения материала, что указывало на формирование в заготовке мелкокристаллической структуры. Это стало возможным благодаря наличию в структуре материала около 10 % γ'-фазы.

В завершающей стадии осуществлялась изотермическая раскатка по режиму: температура нагрева – 1060 °С, частота вращения заготовки – 0,75 об/мин, радиальная подача формообразующего инструмента – 1,6 мм/об.

Исследование показало, что структура мелкодисперсная и межгранульного разрушения обнаружено не было. Результаты исследований статических свойств и длительной прочности показывают повышение механических характеристик металла, подвергнутого изотермической раскатке (см. таблицу).

Кроме того, в результате применения метода деформации заготовок из порошковых никелевых жаропрочных сплавов локальной деформирующей нагрузкой (изотермической раскаткой) в структуре металла не обнаружено крупных включений оксикарбонитридов и эвтектических выделений, которые фиксировались до раскатки. Такие объекты измельчаются и равномерно распределяются по материалу. Наряду с мелкокристаллической структурой (40...50 мкм), которая получается после термообработки, обеспечивается и высокая пластичность образцов. Это в конечном счете должно привести к повышению ресурса изготовленных деталей.

Интересно отметить характер диаграмм напряжения текучести в зависимости от удлинения при темпе-

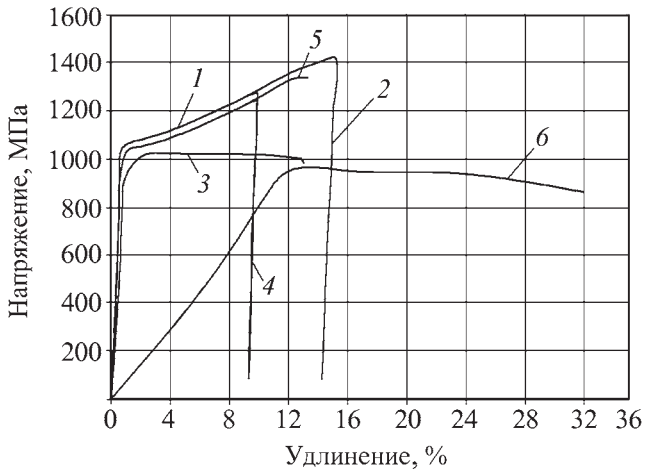


Рис. 3. Зависимости напряжений от удлинения заготовок из сплава ЭП741НП для образцов, полученных по серийной технологии (*1–3*) и образцов, полученных с применением жидкофазного спекания, осадки в изотермических условиях и изотермической раскатки (*4–6*) при температуре:
1 – 20 °С (без разрушения); *2* – 20 °С (с разрушением); *3* – 800 °С; *4* – 20 °С (без разрушения); *5* – 20 °С (с разрушением); *6* – 800 °С

ратуре 20 °С и эксплуатационной температуре 800 °С для образцов, полученных по серийной технологии и с применением жидкофазного спекания, осадки в изотермических условиях и изотермической раскатки. Если при 20 °С результаты испытаний практически совпадают, то при 800 °С их характер существенно различается (рис. 3). При практически неизменном пределе прочности напряжение текучести образцов, изготовленных с применением предлагаемой технологии, примерно в 2 раза выше, что должно положительно сказаться на ресурсе детали.

Выводы

1. Заготовки гранульных дисков, полученные с применением жидкофазного спекания и горячего изостатического прессования с последующей пластической деформацией, обеспечивают повышение стабильности свойств и относительного удлинения до 2 раз.

2. Наиболее предпочтительны осадка (подготовка структуры) и изотермическая раскатка в качестве финишной формообразующей операции.

3. Установлено, что керамические включения (по ТУ 1-809-530–2004 допускаются не более трех включений размером не более 0,25 мм на травленой поверхности) при изотермической раскатке измельчаются и становятся элементами упрочнения материала.

4. По прогнозам разработчиков деформационной технологии ресурс дисков увеличится в 1,5–2,0 раза, а экономия металла достигнет 30...40 %.

Валерий Александрович Поклад, канд. техн. наук;
Валерий Александрович Гейкин, д-р техн. наук;
Олег Иванович Самойлов, д-р техн. наук;
Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук,
burlakov@salut.ru;
Анатолий Кондратьевич Онищенко,
канд. техн. наук

УДК 539.37

А.П. Поляков *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Определение параметров нагружения при ударном выдавливании пористой заготовки

На основе ранее введенной математической модели процесса ударного выдавливания пористого материала на примере титановой губки в зависимости от отношения масс инструмента и заготовки, варьировавшегося в диапазоне $10^2...10^4$ и коэффициента трения, приведены зависимости, позволяющие определить начальную скорость инструмента и величину создаваемого при этом давления, при которых может быть осуществлен процесс для данной величины остаточной пористости.

Based on the previously introduced mathematical model of the shock extrusion of powder material on example of titanium sponge in dependence from the ratio the tool weight to the billet weight, which various in range of $10^2...10^4$ and friction factor, the dependences allowing to define initial speed of the tool and size of the pressure created thus are resulted, at which process for the given size of residual porosity can be carried out.

Ключевые слова: динамическое прессование; ударная волна; давление; скорость инструмента; пористость.

Keywords: dynamic compaction; shock wave; pressure; velocity of tool; porosity.

В производстве деталей из металлических порошков широко применяют штамповку с экструзией. Импульсное нагружение позволяет отказаться от использования крупногабаритного и дорогостоящего оборудования, повысить производительность процесса прессования [1]. В этом плане следует выделить прессование достаточно массивным ударником, приводимым в движение гидросистемой пресса или с помощью порохов, сжатых газов и т.д. Установки такого типа интересны возможностью механизации и автоматизации процесса динамического прессования.

При разработке технологических параметров процесса динамического прессования некомпактных материалов можно определять потребную энергию и наилучшую скорость деформирования; оптимальную температуру или условия контактного трения; прогнозировать возможность разрушения получаемого изделия; определять технологические параметры, позволяющие обеспечить требуемые свойства изделия; рассчитывать на прочность и/или проектировать штамповый инструмент и т.д. [2].

Статья посвящена расчету энергосиловых параметров процесса ударного выдавливания некомпактной металлической заготовки через коническую матрицу. Ставится задача определения минимально необходимой начальной скорости инструмента и создаваемого при этом давления, при которых для заданного соотношения масс заготовки и инструмента может быть осуществлен процесс. Следует учитывать, что на величину энергии деформирования влияют степень уплотнения материала, трение заготовки о стенки контейнера, вытяжка.

Для расчета энергосиловых параметров процесса ударного выдавливания некомпактного материала (рис. 1), таких как начальная скорость инструмента, давление на инструмент учтем следующее [3]:

1. Скорость ударной волны гораздо больше скорости инструмента (время, необходимое на уплотнение в области *1*, значительно меньше времени, необходимого для осуществления процесса выдавливания).

2. В соответствии с известными решениями для квазистатических задач изменение плотности происходит до входа заготовки в конусную (формующую) часть матрицы (см. также данные эксперимента в работе [4]).

В этом случае можно принять следующую схему решения. На первом этапе заготовка уплотняется в области *1* (см. рис. 1) до плотности пресс-остатка или близкой к ней, так что в последующем разницей в плотностях можно пренебречь. При этом выдавливания не происходит. Затем начинается выдавливание при постоянной плотности. Таким образом, необходимо последовательно решить две задачи: динамического прессования пористого материала в замкнутой пресс-форме и ударного выдавливания несжимаемого материала через коническую матрицу.

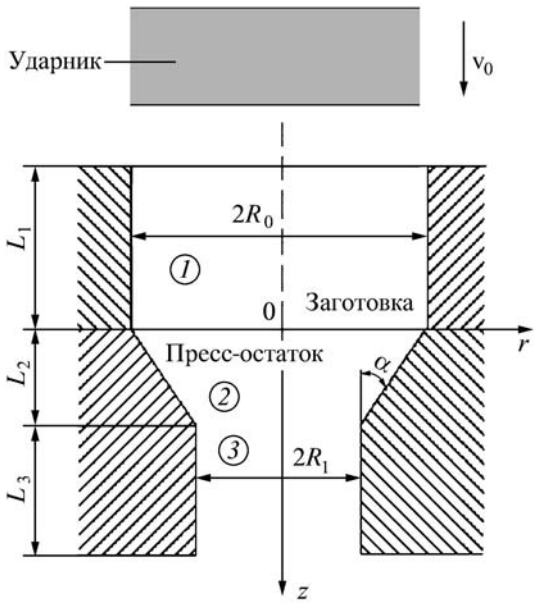


Рис. 1. Схема процесса ударного выдавливания

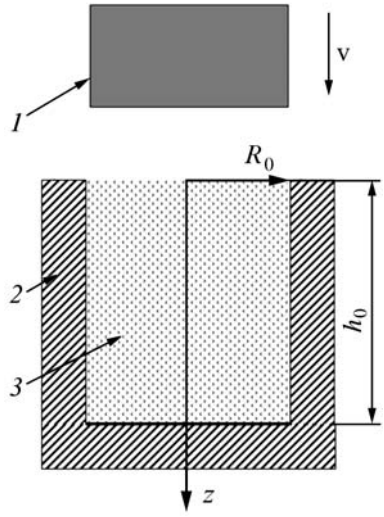


Рис. 2. Схема процесса ударного прессования в замкнутом контейнере:
1 – ударник; *2* – контейнер; *3* – порошок

Рассмотрим процесс динамического прессования порошка в цилиндрическом контейнере. Решение задачи динамического прессования порошков предполагает исследование процесса распространения ударных волн уплотнения. В этом случае происходящие под действием ударных волн необратимые изменения объема в материале рассматриваются на основе общих уравнений сохранения массы, количества движения и энергии, записанных для поверхности разрыва [5]. Предположим, что пористое тело, находящееся в контейнере цилиндрической формы и занимавшее исходный объем с размерами h_0 и $2R_0$, подвергается ударному воздействию со стороны инструмента, движущегося поступательно вниз со скоростью $v_z = v = v(t)$ (рис. 2). В результате происходит уплотнение пористой заготовки. Координаты точек на ударной волне обозначим $z = \varphi(t)$ (t – время). Соотношения на ударной волне имеют вид:

$$\begin{aligned} &\rho\{v - \varphi'(t)\} = -\rho_0\varphi'(t); \\ &\sigma_{zz} - \sigma_{zz}(\rho_0) = \rho\{v - \varphi'(t)\}v = -\rho_0\varphi'(t)v, \end{aligned} \qquad (1)$$

где $\sigma_{zz}(\rho_0)$ – напряжение перехода среды в пластическое состояние при плотности ρ_0, $(\ )' = \partial/\partial t$, индекс "0" относится к начальному состоянию.

Закон движения инструмента запишем в виде ($M_и$ – масса инструмента):

$$M_и(v|_{z=0})' = \int_S \sigma_{zz}\,dS = -\int_S p(t)\,dS, \qquad (2)$$

где p – давление.

Скорость ударной волны $\varphi'(t)$, как указано в работе [6], в достаточно широком диапазоне амплитуд может быть записана в виде

$$\varphi'(t) = a + b\mathrm{v}, \qquad (3)$$

где a, b – коэффициенты.

Учитывая формулу (2) для давления в начальный момент времени $p(0)$, после преобразований получаем:

$$p(0) = |\sigma_{zz}(\rho_0)| + (a + b\mathrm{v}_0)\rho_0\mathrm{v}_0. \qquad (4)$$

Таким образом, чтобы определить давление $p(0)$, необходимо знать свойства исходного материала (начальную плотность ρ_0, пределы текучести некомпактного материала на сдвиг τ_s^* и сжатие σ_s^*), а также начальную скорость инструмента v_0. Величины τ_s^* и σ_s^* определим по формулам:

$$\sigma_s^* = -(2/\sqrt{3})K_2\tau_s\ \ln(\eta/\theta);\ \tau_s^* = \tau_s(1 - K_1\theta^{\zeta}), \qquad (5)$$

где K_1, K_2, η, ζ – параметры, характеризующие геометрию пор; τ_s – предел текучести на сдвиг компактного материала; θ – пористость ($\theta = 1 - \rho$, ρ – относительная плотность).

Компонента σ_{zz} тензора напряжений имеет вид [7]:

$$\sigma_{zz} = -\sqrt{(\sigma_s^*)^2 + 4(\tau_s^*)^2/3}.$$

Для решения задачи ударного выдавливания несжимаемого материала используем подход работы [8]. В области *2* (см. рис. 1) деформируемые частицы при выдавливании пресс-остатка испытывают сжатие в направлении координат φ, r и растяжение вдоль оси z. В областях *1* и *3* материал движется вдоль оси z как твердое тело. На поверхностях стыка областей *1–2* и *2–3* возможен разрыв касательной компоненты вектора скорости. Минимальная скорость инструмента, позволяющая осуществить процесс ударного выдавливания, определяется по формуле:

$$\mathrm{v}_{\text{выд}} = \left\{-\left[\frac{2C}{B}L_1 + 2\left(\frac{AC}{B^2} - \frac{D}{B}\right)\ln\left(\frac{A}{A + BL_1}\right)\right]\right\}^{1/2}, \qquad (6)$$

где $A = \dfrac{\rho}{\sqrt{3}\tau_s}\left\{R_0(\sqrt{\mu} - 1)\left(\dfrac{\mathrm{tg}\alpha}{2} + \mathrm{ctg}\alpha\right) + (L_3 - K_{\text{м}}L_1)\right\}$;

$B = \dfrac{\rho}{\sqrt{3}\tau_s}$; $C = \dfrac{2f}{\sqrt{3}R_0}$;

$D = \dfrac{8}{9\mathrm{tg}^2\alpha}\left[\left(1 + \dfrac{3}{4}\mathrm{tg}^2\alpha\right)^{3/2} - 1\right]\ln\mu + \dfrac{4}{3\sqrt{3}}\mathrm{tg}\alpha' +$

$+ \dfrac{f}{\sqrt{3}}(\mathrm{ctg}\alpha' + \mathrm{tg}\alpha')\ln\mu$; $L = |z|$;

$\alpha' = \mathrm{arctg}\left[\dfrac{(R_0 - R_1)\mathrm{tg}\alpha}{(R_0 - R_1) + L_2\mathrm{tg}\alpha}\right]$ – приведенный угол конусности; $\mu = (R_0/R_1)^2$ – вытяжка; f – коэффициент пропорциональности в законе трения Зибеля; $K_{\text{м}}$ – отношение массы инструмента $M_{\text{и}}$ к массе заготовки.

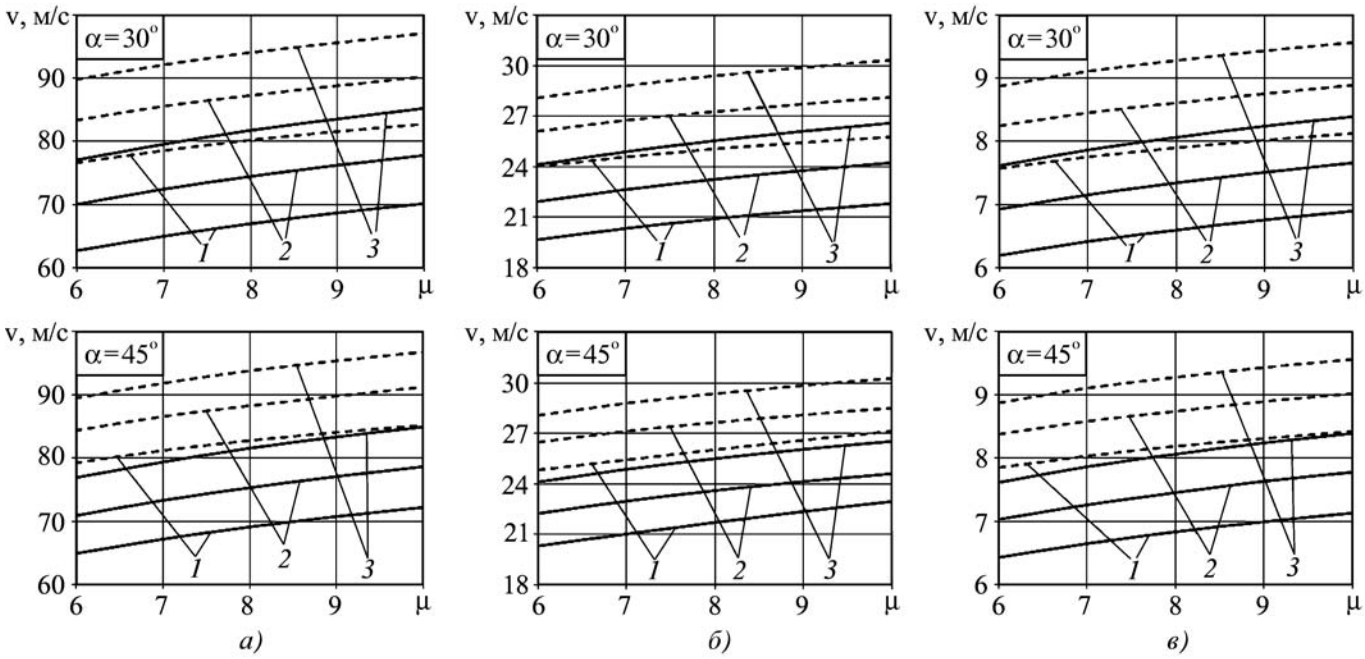


Рис. 3. Зависимости начальной скорости инструмента при ударном выдавливании от вытяжки и коэффициента трения при $K_{\text{м}}$ = = 100 (*а*), 1000 (*б*) и 10 000 (*в*):

1 – $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) = 0{,}2$; *2* – $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) = 0{,}4$; *3* – $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) = 0{,}6$; – – v_0; — $\mathrm{v}_{\text{выд}}$

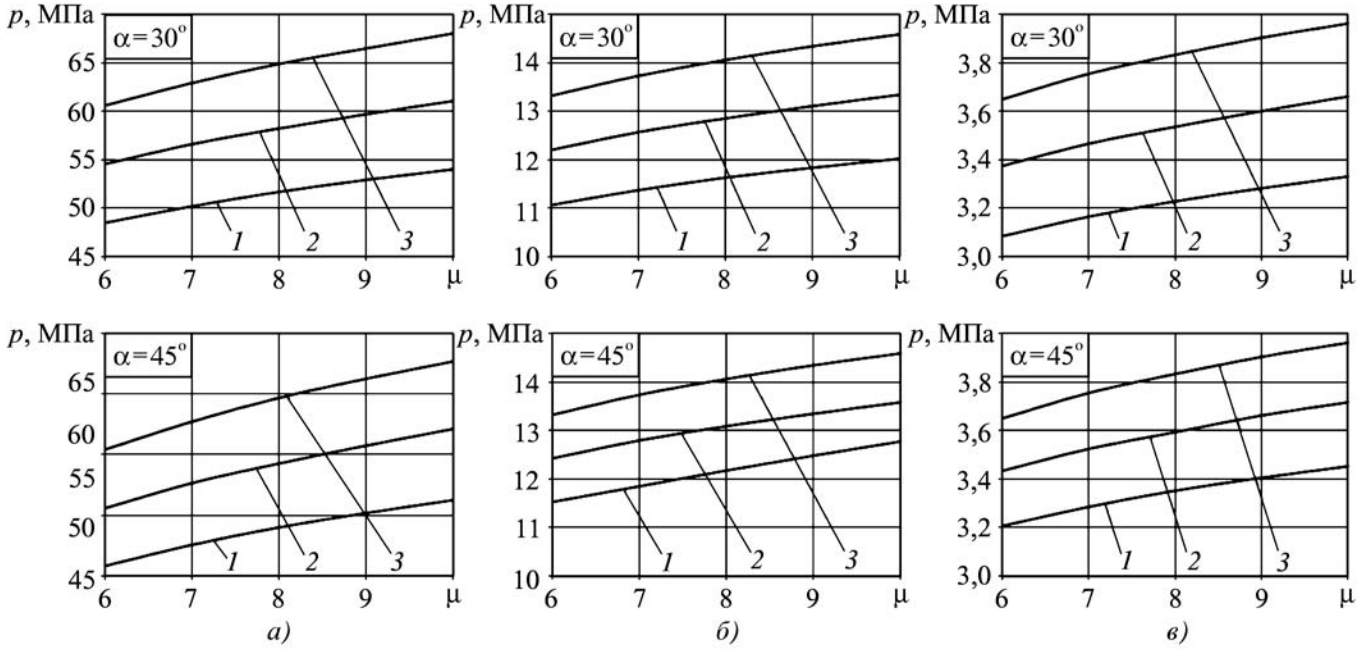


Рис. 4. Зависимости начального давления на фронте ударной волны от вытяжки и коэффициента трения при $K_м$ = 100 (*а*), 1000 (*б*) и 10 000 (*в*):
1 – $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) = 0{,}2$; *2* – $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) = 0{,}4$; *3* – $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) = 0{,}6$

Начальная скорость процесса ударного выдавливания пористого материала v_0 определяется следующим образом. По формуле (6) находим скорость $v_{выд}$, необходимую для ударного выдавливания несжимаемого материала. Затем решаем задачу уплотнения пористого материала в замкнутой пресс-форме, выбирая начальную скорость v_0 таким образом, чтобы к моменту достижения заданной плотности материала ρ скорость инструмента была равна $v_{выд}$.

Расчеты выполнены при начальной пористости $\theta_0 = 0{,}5$. Материал – титановая губка: $\rho = 4500$ кг/м^3; τ_s = 145 МПа [10]. В формулах (5) принято: $K_1 = K_2 = 1{,}0$; $\eta = 1$; $\zeta = 2/3$, что соответствует порам изначально изометрической формы [8]. Для титана в исследуемом диапазоне массовых скоростей в формуле (3) a = 170 м/с и b = 1,45 [11].

На рис. 3 представлены результаты расчета начальной скорости инструмента на стадии выдавливания и суммарной (уплотнение + выдавливание) при отношении масс инструмента и заготовки $K_м = 10^2...10^4$ ($\lg K_м$ = 2,0...4,0) и различных значениях безразмерного параметра, характеризующего трение $(fL_1)/(\sqrt{3}R_0) \in [0{,}2;\ 0{,}6]$. Конечная пористость $\theta = 0{,}1$. Выбраны два значения углов конусности матрицы: $\alpha = 30$ и 45°. Согласно данным работы [9], в указанном диапазоне изменения угла конусности обеспечивается как минимальная сила выдавливания, так и наиболее однородная деформация материала, что важно с точки зрения потребительских свойств изделия.

Отношение скоростей v_0 и $v_{выд}$ в зависимости от вытяжки и трения составляет от $v_0 = (1{,}18...1{,}22)v_{выд}$ при $K_м = 100$ до $v_0 = (1{,}14...1{,}165)v_{выд}$ при $K_м = 10000$. При таком соотношении скоростей обеспечивается постоянство кинетической энергии $E = M_и(v_0^2 - v_{выд}^2)/2$, идущей на уплотнение пористой заготовки.

В случае если ударник приводится в движение с помощью порохов, сжатых газов и т.д. важной характеристикой процесса является величина создаваемого при этом давления в рабочей камере, поскольку указанный фактор влияет на ее прочность и долговечность.

На рис. 4 представлены результаты расчета давления p на фронте ударной волны в начальный момент времени. В качестве p в данном случае рассматривается разность между давлением за фронтом пластической ударной волны и давлением (напряжением), соответствующим переходу среды в пластическое состояние (аналогично избыточному давлению в газовой динамике, см. также [6]). Его величина определяется вторым слагаемым в формуле (4):

$$p = (a + bv_0)\rho_0 v_0.$$

Полное давление на заготовку в момент начала прессования $p(0)$ определяется по формуле:

$$p(0) = p + |\sigma_{zz}(\rho_0)|.$$

Результаты, представленные на рис. 3, 4, получены для начальной пористости $\theta_0 = 0{,}5$ и конечной $\theta = 0{,}1$. Выбор указанных значений обусловлен следующими соображениями.

Предварительное брикетирование порошка может существенно снизить энергозатраты при ударном выдавливании. Как отмечено в работе [12] на основе экспериментальных данных по прессованию порошков падающим копром, энергия деформации, необходимая для уплотнения предварительно подпрессованных ($\theta_0 \approx 0{,}5$) брикетов, почти в 2 раза меньше энергии деформации при уплотнении порошка, находящегося в состоянии свободной насыпки (при достижении одной и той же величины остаточной пористости).

Чтобы обосновать выбор величины остаточной пористости $\theta = 0{,}1$, рассмотрим, как меняется скорость инструмента на стадии уплотнения. Как уже было отмечено выше, при изменении пористости от $\theta_0 = 0{,}5$ до $\theta = 0{,}1$ уменьшение скорости инструмента к моменту начала выдавливания относительно ее начального значения не превышает 15...20 %. При этом зависимость $\Delta v(\theta)$, где $\Delta v = v_0 - v_{выд}$ практически линейна [3]. В этом случае по графикам на рис. 3, зная величины v_0 ($\theta = 0{,}5$) и $v_{выд}$ ($\theta = 0{,}1$), можно найти значение v_0 ($\theta < 0{,}5$) и затем по формуле (4) определить давление $p(0)$.

Также можно определить и начальную скорость v_0, если необходимо получить заготовку с пористостью $\theta < 0{,}1$. Для этого следует учесть, что энергия $E = M_и(v_0^2 - v_{выд}^2)/2$, необходимая для уплотнения заготовки до пористости $\theta = 0{,}01...0{,}02$, в принятом для исследования диапазоне скоростей примерно в 1,5–1,6 раза превышает величину энергии, позволяющей получить заготовку пористостью $\theta = 0{,}1$, что подтверждается результатами расчетов и экспериментальными данными работы [12]. При этом скорость инструмента с уменьшением пористости от $\theta = 0{,}1$ до $\theta = 0{,}01...0{,}02$ убывает уже не по линейному, а по параболическому закону [3]. Отсюда несложно получить начальную скорость v_0 для выбранного значения пористости $\theta < 0{,}1$.

Таким образом, зависимости, приведенные на рис. 3, 4, являются достаточно универсальными и могут быть использованы для расчетов и при других значениях начальной и конечной пористости.

Заключение

На основе математической модели процесса ударного выдавливания заготовок из некомпактного металлического сырья на примере титановой губки получены зависимости, позволяющие определить начальную скорость инструмента и создаваемое при этом давление, необходимые для осуществления процесса при заданном соотношении масс инструмента и заготовки $10^2...10^4$, различных коэффициентах трения в широком диапазоне изменения начальной и конечной пористости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Роман О.В., Горобцов В.Г.** Импульсное нагружение порошковых материалов // Актуальные проблемы порошковой металлургии / под ред. О.В. Романа, В.С. Аруначалама. М.: Металлургия, 1990. С. 78–99.
2. **Дмитриев А.М., Воронцов А.Л.** Технология ковки и объемной штамповки. Ч. 1. Объемная штамповка выдавливанием: учебник для вузов с грифом Минобразования РФ. М.: Высшая школа, 2002. 400 с.
3. **Поляков А.П.** Ударное выдавливание заготовки с учетом малой сжимаемости материала // Изв. вузов. Черная металлургия. 2006. № 3. С. 32–37.
4. **Дорофеев В.Ю., Кособоков И.А.** Деформация пористых материалов при совмещенных процессах горячей штамповки и экструзии // Порошковая металлургия. 1986. № 6. С. 15–19.
5. **Поляков А.П., Мокроусова М.С.** Математическое моделирование процесса динамического прессования порошкового материала // КШП ОМД. 2004. № 2. С. 20–22, 27–30.
6. **Обработка** металлов взрывом / А.В. Крупин, В.Я. Соловьев, Г.С. Попов, М.Р. Кръстев. М.: Металлургия, 1991. 496 с.
7. **Поляков А.П.** О модели пористого материала, учитывающей геометрию пор // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2005. № 4. С. 35–40.
8. **Поляков А.П.** Ударное выдавливание прутковой заготовки через коническую матрицу // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2004. № 4. С. 50–54.
9. **Поляков А.П.** Расчет неоднородности деформаций при выдавливании пористого материала // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2008. № 2. С. 44–48.
10. **Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А.** Механические свойства титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1974. 544 с.
11. **Поляков А.П.** Влияние параметров динамического нагружения на характер распространения ударных волн в порошке // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2009. № 1. С. 30–34.
12. **Сердюк Г.Г., Решетников В.Ф., Свистун Л.И., Михайлов О.В.** Ударное прессование латунных порошков (теоретическое исследование) // Порошковая металлургия. 1985. № 12. С. 25–29.

Андрей Петрович Поляков, д-р техн. наук,
pap@imach.uran.ru

УДК 621.771.01

С.В. Смирнов, И.А. Голубкова *(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)*

Моделирование процесса холодной прокатки тонких полос методом конечных элементов*

Средствами программы LS-DYNA создана конечно-элементная модель продольной прокатки тонких полос, адекватность которой для определения напряженно-деформированного состояния и прогнозирования разрушения проверена экспериментально.

Finite element model of cold rolling of thin strips is created by means of LS-DYNA and its sufficiency for evaluation of strain-stress condition and destruction forecasting experimentally is examined.

Ключевые слова: прокатка; моделирование; напряженно-деформированное состояние; разрушение.

Keywords: rolling; simulation; strain-stress condition; fracture.

Введение. Современный подход к разработке новых технологий пластической деформации включает в себя стадию теоретических исследований, целью которых является нахождение некоторых общих зависимостей для определения геометрических и кинематических параметров очага деформации и расчета энергосиловых параметров. Как правило, традиционные методики решения подобных задач основаны на анализе двумерных моделей процесса пластического деформирования металла.

Практические возможности аналитических методов достаточно ограниченны из-за необходимости принятия упрощающих решение гипотез и допущений. В то же время решение практических вопросов требует более полной и достоверной информации о напряженно-деформированном состоянии металла. Переход к объемным задачам обработки металлов давлением (ОМД) с учетом реальных механических свойств возможен только на основе использования современных численных методов анализа. Одним из наиболее распространенных в настоящее время методов численного решения трехмерных нелинейных задач механики деформируемого твердого тела является *метод конечных элементов* (МКЭ) [1].

Современные программные комплексы МКЭ-анализа, как правило, имеют в своем составе обширные библиотеки конечных элементов, предоставляют пользователю широкий выбор моделей материалов и обеспечивают возможность использования различных итерационных "решателей" в зависимости от класса задач (Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. М.: Мир, 1975. 541 с.). Одной из наиболее успешных программ, позволяющих решать существенно нелинейные задачи методом конечных элементов с реалистическими математическими моделями материалов, является программа LS-DYNA [2]. Опыт использования программы [3, 4] показал, что она позволяет адекватно моделировать процессы ОМД, отличающиеся большими степенями пластической деформации, существенной нелинейностью геометрических и механических характеристик.

Одним из приоритетных направлений развития машиностроения является использование высокопрочных материалов. Для формирования высокопрочностных состояний в металлических материалах могут быть использованы методы интенсивной пластической деформации [5, 6]. Две основные причины ограничивают применение холодной прокатки для этих целей – увеличение контактных напряжений, сил прокатки и ограниченная пластичность металла в условиях холодной деформации, которая приводит к его разрушению.

Целью данной работы является адекватная постановка задачи объемного моделирования холодной прокатки, с помощью которой можно изучать особенности напряженно-деформированного состояния и прогнозирования разрушения металла при прокатке в зависимости от технологических факторов и свойств деформируемого металла.

* Работа выполняется при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 09-08-01091 и Программы Президиума РАН № 22 (проект № 9-П-1-1008).

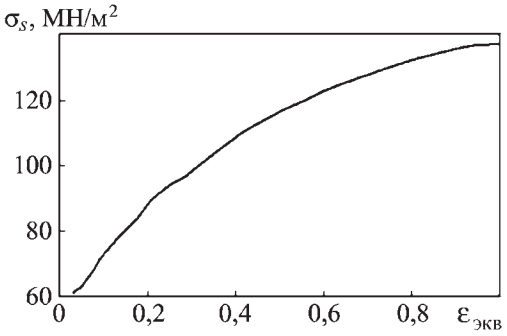


Рис. 1. Сопротивление деформации алюминиевых образцов

Постановка задачи. Моделировалась холодная прокатка полосы в гладких валках. Решение тестовых задач, для которых имеется экспериментальная информация о состоянии металла, позволяет определить влияние на характер решения числа элементов, величины свободных участков полосы на входе и выходе из валков и выбрать их оптимальные значения, обеспечивающие достаточную точность при возможно меньших затратах машинного времени. Для оценки адекватности модели решались тестовые задачи с использованием данных [7], полученных в ходе экспериментального исследования контактных напряжений при холодной прокатке для алюминиевых образцов разной высоты на лабораторном стане в валках диаметром 196 мм при частоте вращения 11 об/мин.

Для материала полосы использовали классическую изотропную упругопластическую модель поведения материала при деформировании. В расчетах для прокатываемых алюминиевых образцов приняли плотность $\rho = 2700$ кг/м^3; коэффициент Пуассона $\nu = 0{,}35$; модуль Юнга $E = 0{,}7 \cdot 10^5$ МПа. Сопротивление деформации $\sigma_s(\varepsilon_{экв})$ при условии пластичности Мизеса задавали в табличной форме в соответствии с графиком (рис. 1), полученном после обработки экспериментальных данных, приведенных в работе [7].

Твердотельная модель процесса прокатки образцов была создана средствами конечно-элементного комплекса ANSYS/LS-DYNA. В начальный период времени передняя часть заготовки находилась в валках (рис. 2, см. обложку). Упругой деформацией валков пренебрегали, принимая допущение, что они абсолютно жесткие, в связи с этим более мелкое разбиение конечно-элементной сетки было выполнено не во всем объеме инструмента, а только на его поверхностях, непосредственно контактирующих с заготовкой.

Для описания контактного взаимодействия между валками и заготовкой использовали специальный тип контакта между абсолютно жестким телом и упругопластическим телом [2]. Контактное трение постоянно и подчиняется закону Амонтона–Кулона с коэффициентом $\mu = 0{,}3$.

Для минимизации функционала вариационного принципа Лагранжа был выбран метод Бройдена–Флетчера–Гольдфарба–Шэнно, являющийся одной из модификаций метода Ньютона. Для решения системы линейных уравнений на очередной итерации поиска минимума функционала использовали метод сопряженных градиентов и неявную схему интегрирования по временной области. Размер шага по времени выбран на основании решения тестовых задач и составлял $1 \cdot 10^{-5}$ с. Для контроля устойчивости численного решения в ходе расчетов выполняли проверку энергетического баланса системы: контролировали работу внешних сил, энергию формоизменения, потенциальную энергию упругой деформации заготовки, кинетическую энергию заготовки, рассеяние энергии в контакте заготовки с валками.

В теории холодной прокатки принято, что энергосиловые параметры прокатки и напряженно-деформированное состояние зависят от двух безразмерных параметров – относительного обжатия $\varepsilon = \dfrac{H_0 - H_1}{H_0} 100\%$ и фактора очага деформации l/H_c (H_0, H_1 – толщина полосы до и после прокатки; l – длина геометрического очага деформации; $H_c = 0{,}5(H_0 + H_1)$ – средняя высота полосы при прокатке).

Величина l рассчитывается по формуле

$$l = \sqrt{(H_0 - H_1)\frac{D_в}{2}}, \qquad (1)$$

где $D_в$ – диаметр валка.

Размеры образцов, значения ε и l/H_c [7], прокатку которых моделировали, приведены в таблице. Исходная ширина всех образцов при прокатке 36 мм.

Нормальные контактные напряжения были определены авторами работы [7] с помощью специального измерительного устройства с радиальными штифтами, расположенными по дуге валка и опирающимися на систему упругих элементов. Экспериментальные эпюры нормальных контактных напряжений при прокатке полос разной высоты приведены на рис. 3, где y – расстояние от середины полосы до линии, вдоль которой измеряются нормальные напряжения.

Анализ полученных результатов. Для наглядного отображения результатов моделирования был использован графический постпроцессор LS-DYNA. На рис. 4 (см. обложку) показано распределение нормальных контактных напряжений на поверхности в очаге деформации для полос различной высоты.

Пластической деформации при продольной прокатке одновременно подвергается не весь объем ме-

Размеры образцов, параметры ε и l/H_c при прокатке [7]

Номер образца	H_0, мм	H_1, мм	l, мм	l/H_c	ε, %
1	36	30,96	22,22	0,6	14
2	12	9,12	16,80	1,6	24
3	6	4,8	10,84	2	20
4	1,5	1,005	6,96	5,7	33

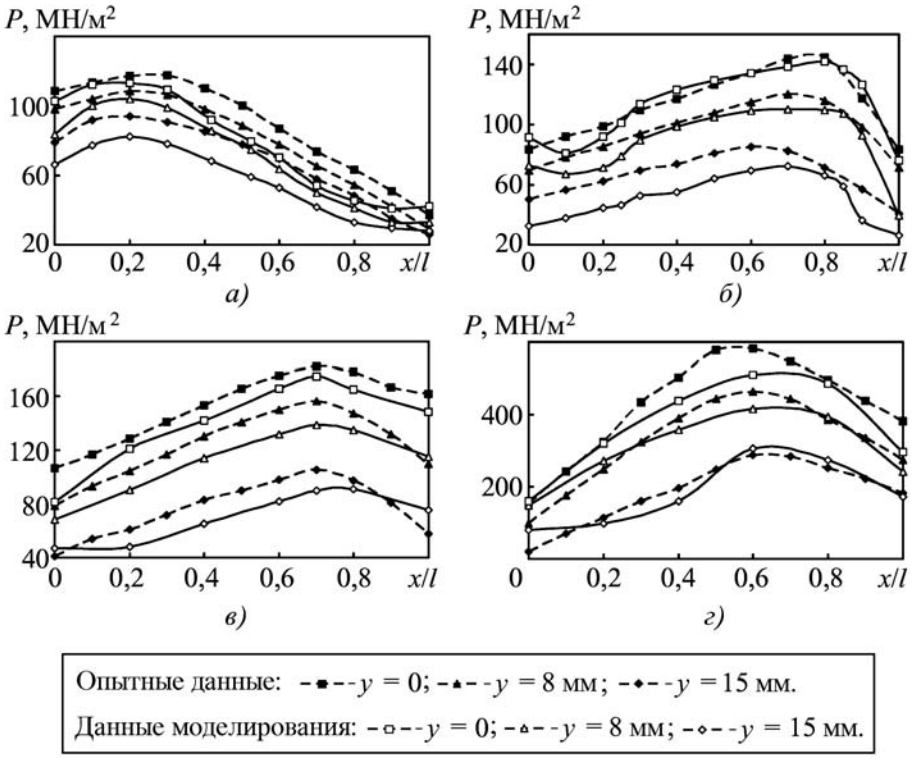


Рис. 3. Эпюры нормальных контактных напряжений *P* при различных *y* и l/H_c: *а* – l/H_c = 0,6; *б* – 1,6; *в* – 2,0; *г* – 5,7. *x/l* – относительная протяженность геометрического очага деформации

талла, а только его часть, находящаяся вблизи валков, называемая очагом деформации. Очаг деформации состоит из объема металла, непосредственно контактирующего с валками (геометрический очаг деформации), и небольших зон, прилегающих к этому объему (внешние или внеконтактные зоны). В работе [7] контактные напряжения определены в геометрическом очаге деформации. Как видно из рис. 3, картина распределений напряжений меняется в зависимости от толщины прокатываемой полосы: смещается пик, на который приходится максимум нормальных напряжений. Зависимость вида эпюр нормальных напряжений от формы очага деформации l/H_c определяется влиянием внеконтактных зон на нормальные напряжения и силами трения.

При l/H_c = 0,6 максимум эпюры находится вблизи входа в валки. На эпюрах при прокатке более тонких полос (l/H_c = 1,6; 2; 5,7) максимум почти совпадает с линией, на которой изменяется знак сил трения (нейтральная линия) и располагается вблизи середины геометрического очага деформации. Анализ полученных эпюр нормальных напряжений показал, что величина и закономерности их распределения по контактной поверхности связаны с параметрами очага, определяющими характер неравномерности деформации. Сопоставление опытных эпюр и эпюр, полученных при решении тестовых задач, которые приведены на рис. 3, показало, что они качественно подобны, а среднее отклонение не превышает 15 %. Это позволяет говорить об адекватности осуществленного моделирования с использованием конечно-элементной модели, построенной в среде LS-DYNA.

Применение модели к расчету поврежденности. Приведем пример использования модели для определения характеристик напряженно-деформированного состояния и поврежденности при прокатке. Для определенности рассмотрим прокатку полосы из стали 20 на стане дуо-кварто в институте машиноведения УрО РАН. Исходные размеры поперечного сечения полосы: толщина 9 мм; ширина 30 мм; диаметр цилиндрических валков 250 мм. Обжатие полосы по высоте в проходе составляет 10 %. Деформационные свойства стали, находящейся в горячекатаном состоянии, взяты из работы [9].

В соответствии с феноменологической теорией разрушения [8–10 и др.] деформируемость металла при холодной пластической деформации характеризуется совокупностью следующих свойств: зависимость пластичности от показателей напряженного состояния k и μ_σ, коэффициентом Менсона–Коффина, определяющим пластичность металла в условиях знакопеременной деформации и сопротивлением деформации. Показатели k и μ_σ рассчитываются по следующим формулам:

$$k = \sigma_{ср} / T; \quad (2)$$

$$\mu_\sigma = 2\frac{(\sigma_2 - \sigma_3)}{(\sigma_1 - \sigma_3)} - 1, \quad (3)$$

где σ_1, σ_2, σ_3 – главные нормальные напряжения; $\sigma_{ср} = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ – среднее нормальное напряжение (гидростатическое давление); $T = \frac{1}{\sqrt{6}}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$ – интенсивность касательных напряжений.

Основным концептуальным и расчетным параметром в феноменологической теории разрушения является поврежденность ω До деформации $\omega = 0$, в момент возникновения макротрещины $\omega = 1$, а промежуточные значения ω характеризуют уровень накопления в металле деформационных микродефектов сплошности. Установлено, что существуют некоторые пороговые значения поврежденности, свыше которых в деформируемом металле образуются не залечиваемые рекристаллизационным отжигом микродефекты

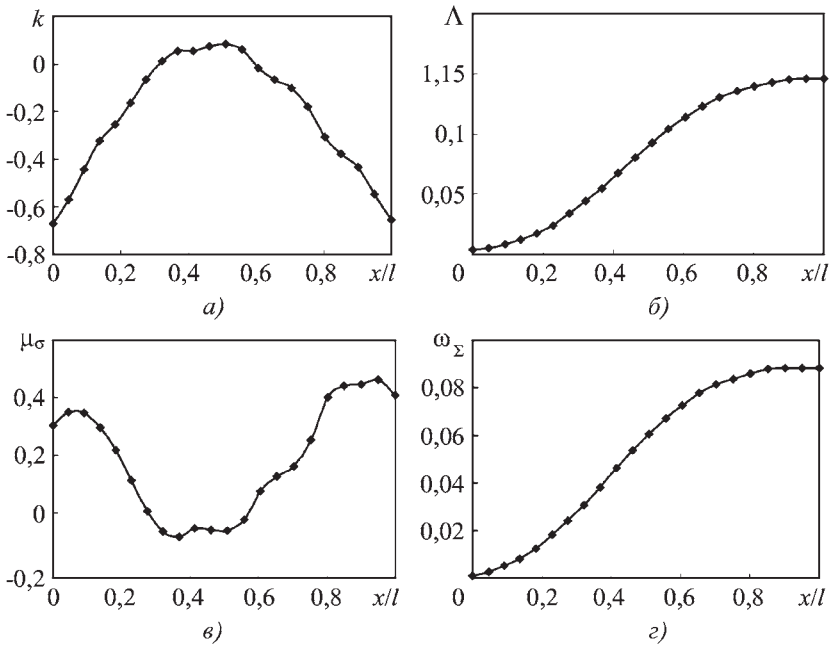


Рис. 5. Характеристики напряженно-деформированного состояния и поврежденность, накопленная при прокатке для частиц, расположенных на середине боковой поверхности полосы

($\omega = \omega^* = 0{,}2...0{,}4$) и микротрещины, видимые невооруженным глазом ($\omega = \omega^{**} = 0{,}6...0{,}8$). Расчет поврежденности выполним для участка, находящегося на боковой внеконтактной поверхности на продольной оси симметрии, где, как известно, наиболее вероятно разрушение металла. Так как при этом деформация не носит знакопеременный характер, то поврежденность может быть рассчитана с использованием линейной модели по формуле:

$$\omega = \int_0^{\Lambda} \frac{d\Lambda}{\Lambda_p(k, \mu_\sigma)}, \qquad (4)$$

где Λ – степень деформации сдвига; Λ_p – мера пластичности (пластичность) металла, которая определяется в лабораторных условиях как степень деформации сдвига, накопленная образцом к моменту разрушения при неизменных условиях простого нагружения при заданных значениях показателей k и μ_σ.

Интегрирование для нахождения величины ω осуществляется вдоль траектории движения рассматриваемой частицы металла. Расчет по описанной выше конечно-элементной модели позволил определить на середине боковой поверхности полосы показатели k и μ_σ и степень деформации сдвига Λ, приведенных на рис. 5, на основании которых было рассчитано накопление поврежденности в очаге деформации.

Известные приближенные инженерные решения [8, 9], которыми обычно пользуются при расчете поврежденности при листовой прокатке, дают значения показателей $k = 0$ и $\mu_\sigma = 0$. Как видно из приведенных результатов, более точное упругопластическое решение дает такие значения только вблизи середины очага деформации. Так как обычно для сталей пластичность при $k < 0$ и $\mu_\sigma > 0$ выше, чем при $k = 0$ и $\mu_\sigma = 0$, то получается, что инженерные методы дают завышенные оценки по исчерпанию ресурса пластичности. Исходя из того, что за один проход с обжатием 10 % накопленная поврежденность $\omega = 0{,}09$, то используя свойство аддитивности поврежденности, получаем, что появление видимых микротрещин следует ожидать после 6-го прохода прокатки, а растрескивание кромки полосы – после 9-го прохода. Эти прогнозы оказались близкими к реальным, так как разрушение кромки полосы с образованием поперечных трещин экспериментально наблюдалось после 10-го прохода с частным обжатием 10 %.

Таким образом, средствами программы LS-DYNA создана конечно-элементная модель продольной прокатки тонких полос, адекватность которой для определения напряженно-деформированного состояния и прогнозирования разрушения проверена экспериментально. В последующих публикациях авторы статьи намерены обсудить влияние технологических параметров прокатки на характеристики напряженно-деформированного состояния при холодной прокатке, в том числе многослойных полос.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Petty D.M.** Journal of Materials Processing Technology. 1996. № 60. P. 421–426.

2. **Hallquist J.** LS-DYNA Keyword User's Manual / Livermore Software Technology Corporation. Livermore CA, 2007. 1421 p.

3. **Восканьянц А.А., Иванов А.В.** Моделирование процесса холодной поперечно-винтовой прокатки методом конечных элементов // Производство проката. 2004. № 11. С. 10–17.

4. **Mullerschon H., Lorenz D., Roux W., Liebscher M., Pannier S., Roll K.** Probabilistic analysis of uncertainties in the manufacturing process of metal forming: 6-th European LS-DYNA User's Conference, 2007.

5. **Tsuji N., Saito Y., Utsunomiya H., Tanigawa S.** Scripta Materialia. 1999. V. 40. № 7. P. 795–800.

6. **Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N. and Sakai T.** Acta mater. 1998. V. 47. № 2. P. 579–583.

7. **Тарновский И.Я., Леванов А.Н., Поксеваткин М.И.** Контактные напряжения при пластической деформации. М.: Металлургия, 1966. 280 с.

8. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001. 836 с.

9. **Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В.** Ресурс пластичности металла при обработке давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.

10. **Смирнов С.В., Швейкин В.П.** Пластичность и деформируемость углеродистой стали. Екатеринбург: УрО РАН, 2008. 256 с.

Сергей Витальевич Смирнов, д-р техн. наук,
svs@imach.uran.ru;
Ирина Андреевна Голубкова, аспирант

УДК 539.21

Ю.А. Быков *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Конструкционные наноматериалы. *Продолжение**

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 in this work. 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 is designated based on structure and border type features. Some technological aspects of their practical realizations is 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.

3. Микро- и наноэлементы

Микроэлементы, а именно кристаллиты или зерна, имеют две, отличающиеся по структуре и свойствам, составляющие – границу и внутреннюю область.

В соответствии со сложившимися представлениями, существуют три структурных типа проявления границ зерен. Это прежде всего большеугловая граница (тип 1). Для нее характерно наличие области квазиаморфного состояния с присущим ему порядком в расположении атомов. В отличие от нее когерентная граница (тип 2) представляет собой кристаллическую плоскость или моноатомную поверхность, разделяющую соседствующие кристаллиты и одновременно принадлежащую им обоим. Существует промежуточная или переходная полукогерентная граница (тип 3). Она должна обеспечивать структурный переход между контактирующими морфологическими элементами во всех других случаях, когда не может быть реализован первый или второй тип границ. Это предполагает большое разнообразие структурных состояний границы третьего типа, определяемых различиями контактирующих элементов.

В то же время формирование любой из границ происходит в соответствии с определенными принципами. Они в общем случае сводятся к следующему. Прежде всего, границу следует рассматривать как промежуточный слой, делающий возможным сопряжение и соединение различно ориентированных или отличающихся по структурному строению морфологических элементов. В пределах этого слоя происходит постепенный переход от расположения атомов, присущих одному из элементов, к расположению атомов другого, контактирующего с ним элемента. Этот переход должен осуществляться с минимальными затратами энергии и с соблюдением правила размерного и структурного соответствия, обеспечивающего сохранение целостности слоя.

О структуре микроэлемента, включая его границу, удобно судить, как это было показано ранее на примере нанообъектов, по соответствующему изменению его твердости. С учетом трех типов границ можно представить варианты изменения твердости и структурного состояния по сечению или объему микроэлементов, как это показано на рис. 6. Во всех случаях микроэлемент или зерно состоит из границы I и внутренней области II. Внутренняя область зерен имеет практически неискаженную кристаллическую решетку, присущую соответствующему металлу или сплаву.

* Начало см. в № 4. 2010.

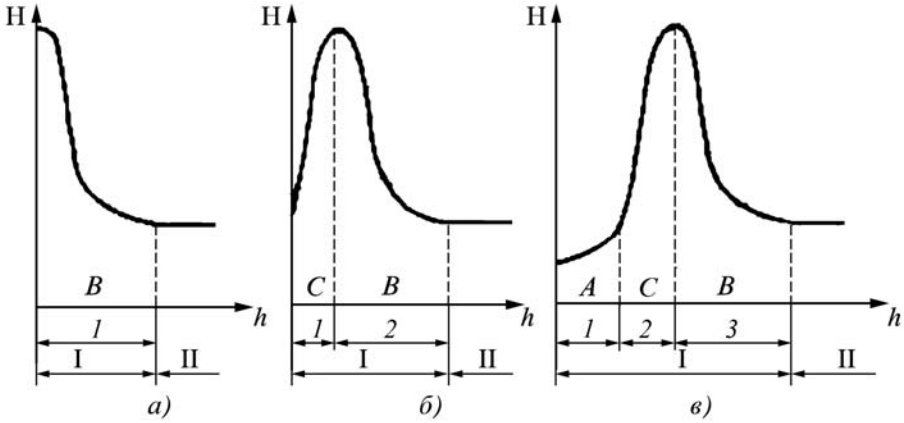


Рис. 6. Схема изменения твердости H и структурного состояния по сечению зерна *h*:
тип границы: *а* – когерентный; *б* – полукогерентный; *в* – большеугловой. I – граница; II – внутренняя область зерна. Области границы: *1* – граничная; *2* – переходная; *3* – приграничная. Структура областей границы: *A* – квазиаморфная; *C* – кластерная; *B* – искаженная кристаллическая решетка. - - - - – поверхности раздела областей (структур) границы

Поэтому твердость этой области не зависит от ее размеров и одинакова по всему объему. Границы в отличие от внутренней области для каждого их типа существенно различаются по структурному состоянию. В любом случае их твердость меняется по толщине. По размерному и всем другим признакам граница может быть отнесена к разряду наноэлементов. Таким образом, можно считать, что наличие внутренней области является основным отличием микроэлементов от наноэлементов.

Граница имеет более сложное, чем это принято считать, структурное состояние. Она, как и наноэлемент, может включать в себя, как это показано на рис. 6, граничную *1*, переходную *2* и приграничную *3* области. В пределах граничной области необходимо выделить также разделительную поверхность или плоскость (совпадающую с координатной осью H), относительно которой можно говорить о принадлежности материала к тем или иным контактирующим морфологическим элементам. Разделительная плоскость, являясь частью граничной области, имеет идентичную с ней структуру. В целом, характеристикой типа границы можно считать структурное состояние граничной области.

Для когерентного типа границ (рис. 6, *а*) характерно наличие лишь граничной области. Разделительной плоскостью в этом случае является кристаллическая плоскость, одновременно принадлежащая двум контактирующим кристаллитам. Граничная область имеет кристаллическую решетку *B*, аналогичную кристаллической решетке внутренней области II, но значительно искаженную и, как следствие, обладает высокой твердостью, которая возрастает по мере приближения к разделительной плоскости.

Образование когерентной границы в сравнении с другими типами границ требует минимальных энергетических затрат. Она обычно реализуется в многофазных системах путем искажения сопрягаемых кристаллических решеток в пределах, допускаемых правилом структурного и размерного соответствия.

В том случае, когда исчерпаны возможности деформации кристаллической решетки, возникает дополнительная промежуточная структура кластерного типа, удовлетворяющая указанным параметрам со стороны одного и другого контактирующих элементов. Схематично такая граница, включающая граничную и переходную области, приведена на рис. 6, *б*. Граничная область имеет кластерную структуру *C*, а переходная – искаженную кристаллическую решетку *B*. Положение разделительной поверхности между контактирующими элементами может быть различным в зависимости от их особенностей. Например, разделительной поверхностью между покрытием и основой может являться поверхность последней.

Следует отметить, что затраты энергии на образование полукогерентной границы будут выше в сравнении с образованием когерентной границы.

Третий тип границ, так называемых "большеугловых", возникает, когда имеется наиболее высокая разориентация или значительные различия контактирующих кристаллических решеток. В этом случае компенсация различий в положении или строении соседствующих кристаллитов после исчерпания возможностей деформации кристаллических решеток и образования кластерных структур происходит путем образования в качестве граничного слоя новой квазиаморфной структуры (рис. 6, *в*). Подобный тип границ требует максимальных энергетических затрат. Он в наибольшей степени отвечает равновесному состоянию и в основном присущ поликристаллическим материалам. Большеугловая граница содержит максимально возможное количество областей, равное трем. Она, помимо характерной для нее граничной квазиаморфной области *A*, включает в себя переходную *2* и приграничную *3* области с кластерной структурой *C* и со структурой искаженной кристаллической решетки *B*.

Некоторое представление о свойствах квазиаморфной граничной области можно составить, сравнивая ее с хорошо изученными аморфными металлическими стеклами (АМС).

АМС в сравнении с кристаллическими аналогами имеют более низкую плотность, они легко без разрушения деформируются при сжатии на 50 % и выдерживают (ленты) изгиб на 180°. Особенностью АМС является отсутствие наклепа при деформировании [8]. Однако необходимо учитывать, что в отличие от

аморфных стекол свойства материала граничной области не являются постоянной величиной. Они изменяются по толщине слоя, что связано с наличием определенного порядка в расположении атомов.

Структурное состояние приграничной области *B* до некоторой степени отвечает состоянию пластически деформированного материала.

Менее определенно можно говорить о структуре и свойствах переходной между квазиаморфной и кристаллической структурами области *C*. Граница (разделительная плоскость) между структурами переходной *C* и приграничной *B* областями относится к когерентному типу. В то же время структура *C* контактирует со структурой *A* по полукогерентному типу. Соответственно, структура переходной области *C* имеет максимально высокую твердость со стороны приграничной области и минимальную со стороны граничной области. Это объяснимо, поскольку изменяется характер

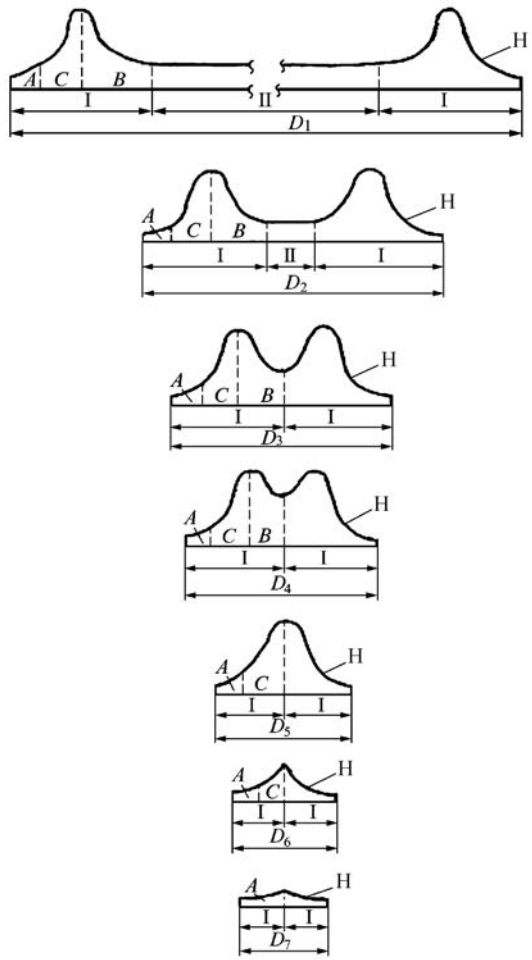


Рис. 7. Схема изменения твердости H по сечению морфологического элемента в зависимости от его диаметра *D*:
D_1, D_2 – микроэлементы; D_3–D_7 – наноэлементы. I – граница; II – внутренняя область зерна. Структура областей границы: *A* – квазиаморфная; *C* – кластерная; *B* – искаженная кристаллическая решетка. - - - - – поверхности раздела областей (структур) границы

расположения атомов от присущего квазиаморфному состоянию до кристаллического состояния.

По аналогии с нанообъектами можно считать, что переходная область представляет собой кластер или цепочку кластеров с различными типами межатомной связи со смежными областями.

Положение разделительной поверхности между микроэлементами для случая квазиаморфной граничной области может быть различным. Так, у однофазных поликристаллических материалов она проходит по средней части квазиаморфного слоя между двумя контактирующими зернами. Могут быть также случаи, например, при осаждении покрытия на основу, когда именно поверхность последней выступает в роли разделительной.

Представляет интерес рассмотреть закономерности изменения структуры и свойств морфологических элементов при уменьшении их размеров начиная с микроуровня.

Эти закономерности с учетом установленных особенностей строения границ можно представить как это показано на рис. 7. При больших размерах зерен *D* доля границы I неизмеримо мала в сравнении с долей внутренней области II и поэтому твердость микроэлемента или зерна практически не зависит от твердости ее границы. По мере уменьшения размеров микроэлементов доля и роль границы в формировании свойств отдельных микроэлементов и, соответственно, массивного материала начинает возрастать. Проявляющаяся в этом случае зависимость физических и механических свойств от размеров зерен известна и широко представлена в технической литературе.

По мере уменьшения размеров микроэлементов, например от D_1 до D_2, уменьшается их внутренняя область II. При размерах элемента, равного D_3, внутренняя область исчезает, и элемент следует относить к разряду нано. Это имеет место, когда условно радиус элемента становится равным ширине границы микроэлемента.

По данным Б.С. Бокштейна (Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 248 с.), максимальная ширина границ зерен лежит в диапазоне наноразмеров и составляет от 100 нм и выше.

При уменьшении размеров наноэлементов в полном соответствии с ранее установленными закономерностями происходит изменение их структуры. Так, при уменьшении диаметра наноэлемента от D_3 до D_5 сокращается и затем полностью исчезает приграничная область со структурой *B*. Оставшиеся граничная и переходная области имеют, соответственно, квазиаморфную и кластерную структуру. При меньших размерах, например D_7 и менее, наноэлемент полностью находится в квазиаморфном состоянии, т.е. представляет собой квазиаморфный нанокластер.

4. Наноэлементы и наноматериалы

Наноэлементы обладают теми же признаками, что и нанообъекты, но в силу ряда причин проявляют некоторые особенности. В отличие от нанообъектов, их поверхность не является "свободной". Расположенные на ней атомы в основном имеют скомпенсированные межатомные силы связи. Соответственно, влияние поверхностного (граничного) слоя на формирование структуры наноэлементов в отличие от нанообъектов будет другим. В силу указанных причин и учитывая, что наноэлементы контактируют с различными по химическому составу и структуре элементами, следует ожидать большого разнообразия их структурных состояний. Представление о них может быть составлено на основе анализа состояния границ микроэлементов (см. рис. 6), поскольку они отвечают всем признакам наноэлементов.

4.1. Наноэлементы и наноматериалы с большеугловым типом границ (рис. 6, *в*). Для случая большеугловой границы наноэлементы ведут себя подобно нанообъектам. Это проявляется в том, что характер изменения их свойств и структуры по объему или сечению аналогичен (см. рис. 5, *а* и рис. 6, *в*). Таким образом, как и нанообъекты, их можно разделить на три группы. *Первая группа* наноэлементов имеет квазиаморфную структуру. Квазиаморфную структуру имеют по периферии и наноэлементы *второй группы*, но центральная их часть представляет собой особую или кластерную структуру. Наноэлементы *третьей группы* включают в себя области с перечисленными структурами, но их центральная часть имеет структуру искаженной кристаллической решетки.

Большеугловой тип границ в основном присущ наноструктурированным материалам. Те из них, которые состоят только из наноэлементов первой группы, могут быть представлены в виде квазиаморфных кластеров или структурных флуктуаций в аморфной матрице. В том случае, когда наноструктурированные материалы образованы наноэлементами второй и третьей групп, квазиаморфное состояние будет приходиться на их граничные области. Последним отводится существенная роль в консолидации наноэлементов и образовании наноматериалов.

По сути дела речь идет о соединении кластерных образований, каковыми являются кластеры наноэлементов второй группы и кластерные области наноэлементов третьей группы. Они могут быть произвольно ориентированы друг относительно друга, иметь различные структуры и размеры атомов. По этим причинам складывается ситуация, когда атомные слои, по которым должен осуществляться контакт кластерных составляющих наноэлементов в материале, не будут удовлетворять правилу структурного и размерного соответствия. Поэтому соединение кластерных составляющих наноэлементов и образование наноструктурированного материала становится возможным только благодаря граничному слою, играющему роль связующего звена. Оно формируется под воздействием силовых полей атомов соседствующих наноэлементов и представляет собой переходную область от одного наноэлемента или кластера к соседнему. Их сопряжение становится возможным, если граничный слой обеспечит плавный структурный переход между кластерами или кластерными областями соседних наноэлементов. Эту функцию может выполнить слой с квазиаморфной структурой. Он допускает необходимые в этом случае значительные перемещения атомов, компенсацию изменения расстояний между ними в результате возникновения вакансий, а также релаксацию внутренних напряжений до уровня, не вызывающего разрушения материала.

Наличие вакансий по границам наноструктурированных материалов установлено путем использования прецизионных методов исследования, таких как нейтронография, метода аннигиляции позитронов и др. Показано также, что в граничной области имеются атомы с пониженными координационными числами. Результаты этих исследований приведены в монографии [5]. Пониженные координационные числа атомов, и, следовательно, ослабление сил межатомного взаимодействия, вероятно, напрямую связаны с наличием вакансий и их агрегатированием.

Граничная область, сформированная под воздействием силовых полей соседствующих наноэлементов, должна обеспечивать плавный переход от структуры одного из них к структуре другого. Вследствие этого первый атомный слой граничной области, расположенный со стороны любого наноэлемента, будет обладать большей степенью подобия с ним в сравнении с более удаленным слоем. По всей видимости, только в этом смысле можно говорить о наличии некоторого, причем дальнего, порядка в расположении атомов граничной области и классифицировать ее по этой причине как квазиаморфную.

Разделительной поверхностью между двумя кластерными структурами контактирующих наноэлементов служит равноудаленный от них слой атомов граничной области. В свою очередь разделительная поверхность (рис. 6, *в*) между квазиаморфной и кластерной структурами носит условный характер, так как происходит постепенный переход от одной структуры к другой. Можно принять, что она начинается с момента начала интенсивного роста твердости при переходе от квазиаморфной к кластерной структуре.

Наноструктурированные материалы могут включать в себя наноэлементы второй, третьей групп или одновременно тех и других. В том случае, когда в состав наноструктурированных материалов входят наноэлементы третьей группы, появляется новая структурная составляющая, представляющая собой искаженную кристаллическую решетку в пределах наноэлемента. Поверхность раздела (рис. 6, *в*) между кластерной и кристаллической областями относится к первому типу границ, т.е. является когерентной. Поэтому она характеризуется максимально высоким

уровнем внутренних напряжений и искажений структуры со стороны кристаллической решетки *B* и со стороны кластерной структуры *C*. Этот уровень понижается по направлению к периферии наноэлемента и его центру. Соответствующим образом, как показано на приведенном выше рис. 6, *в*, меняется твердость наноэлемента.

Имеются многочисленные публикации, подтверждающие наличие искажений кристаллической решетки у нанокристаллических элементов. В этом отношении особый интерес представляет работа [9]. В ней представлены результаты экспериментов и расчетов величин упругих деформаций или полей внутренних упругих напряжений на различных расстояниях от границ зерен в нанокристаллической меди. Они, при соответствующей интерпретации, в основном подтверждают предложенную схему структурного состояния различных областей наноэлементов. Прежде всего "зерна" относятся по рассмотренной классификации к наноэлементам третьей группы, т.е. включают структурные области, представленные на рис. 6, *в*. С этих позиций результаты исследований, приведенные на рис. 8, свидетельствуют, что упругие деформации практически отсутствуют в граничной области, имеется максимум деформации и ее спад в областях *2* и *3*, соответственно обладающих кластерной и кристаллической структурами.

Отмеченное структурное состояние материала определенным образом связано с его дефектностью и твердостью. В работе [10] дана оценка дефектности наноэлементов (в публикации используется термин кластеры) в зависимости от их размеров. В качестве дефектов рассмотрены как точечные, так и линейные дефекты. Расчет проведен с использованием термодинамики. Полученные зависимости представлены на рис. 9. По своему характеру они соответствуют схеме (рис. 6, *в*), что подтверждает ее правомочность с позиций термодинамики.

Знание свойств наноэлементов позволяет прогнозировать свойства наноструктурированных материалов. В этом случае необходимо учитывать определенные факторы. При оценке, например, твердости прежде всего следует отметить некоторую особенность этого понятия применительно к наноэлементам. Она состоит в том, что их свойства, в силу отсутствия трансляционной симметрии, меняются от точки к точке и поэтому можно говорить лишь об интегральном значении твердости, как для областей, так и для всего наноэлемента в целом. С учетом этого "твердость" может быть представлена как характеристика, подчиняющаяся правилу аддитивности. Например, каждая область наноэлемента вносит свой вклад в его твердость пропорционально ее доле в общем объеме.

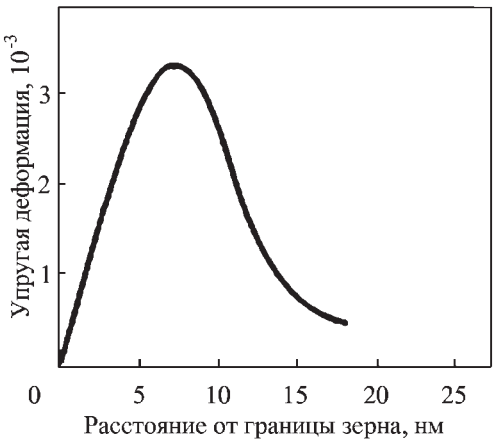


Рис. 8. Распределение полей внутренних упругих напряжений в зависимости от расстояния от границ зерна [9]

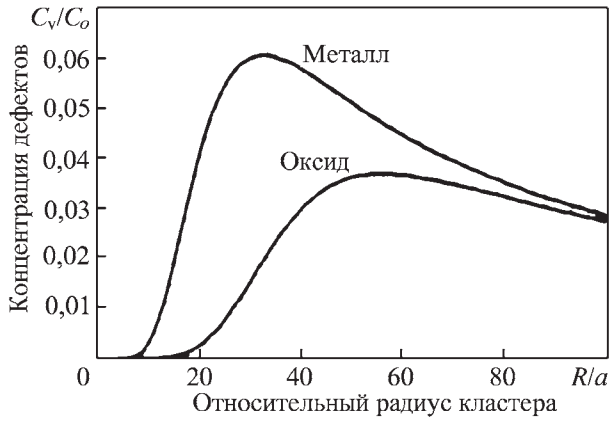


Рис. 9. Зависимость относительной концентрации дефектов в кластере (наноэлементе) от его относительного радиуса для оксидов и металлов:
C_v, C_o – концентрации дефектов внутри кластера и суммарное количество дефектов в наноструктуре соответственно; R – размер кластера; a – параметр решетки [10]

Изменение твердости по сечению наноэлементов или зависимости ее от их размера носит одинаковый характер, подобный представленному на рис. 6, *в*. Из него следует, что максимальную твердость могут обеспечить наноэлементы второй и третьей групп. Можно сделать некоторые практические выводы по разработке наноструктурированных материалов на основе использования наноэлементов второй и третьей групп:

1. Наноструктурированные материалы ведут себя подобно "массивным" материалам, т.е. могут характеризоваться удельными значениями свойств.

2. Твердость наноконструкционных материалов определяется твердостью наноэлементов или их размерами.

3. Максимальная твердость наноэлементов, в силу того что она носит интегральный характер, всегда будет иметь более низкие значения, чем твердость соответствующих их областей.

4. Размеры наноэлементов с максимально высокой твердостью лежат в узких пределах. Любое отклонение в большую или меньшую сторону приводит к снижению твердости. Поэтому одной из задач нанотехнологии является обеспечение узкого фракционного со-

става наноэлементов, образующих наноструктурированный материал.

5. Наноструктурированный материал с различающимися по размерам наноэлементами и, следовательно, имеющими различные структуру и свойства, целесообразно рассматривать в качестве многофазного. В этом случае его свойства можно оценивать, используя правило аддитивности.

6. Варьируя размеры наноэлементов, можно получать наноструктурированные материалы с требуемым комплексом механических свойств, например, прочностью и пластичностью.

Наноэлементы могут являться упрочняющими морфологическими элементами в нанокомпозиционных материалах. Структура таких материалов представляет собой аморфную матрицу с расположенными в ней наноэлементами. Связь последних с матрицей осуществляется так же, как и в случае наноструктурированных материалов, т.е. посредством граничного квазиаморфного слоя. Нанокомпозиционные материалы рассматриваемого класса получают путем кристаллизации аморфных материалов.

Для достижения максимально высокой твердости, используя размерный фактор, требуется выполнение следующих условий. Кластеры и нанокристаллические элементы должны иметь размеры, отвечающие максимально высоким значениям твердости и располагаться на наноразмерных расстояниях друг от друга. В этом случае аморфная составляющая становится квазиаморфным наноэлементом. Его размеры должны отвечать максимуму твердости. Таким образом, материал из нанокомпозиционного переводится в разряд наноструктурированного.

Наноматериалы могут иметь не только сверхвысокие твердость и прочность, но и обладать сверхпластичностью. Сверхпластичность может быть достигнута уменьшением размеров наноэлементов для увеличения доли их граничной квазиаморфной области. В этом случае основная нагрузка будет приходиться на граничную область, а деформация – легко осуществляться путем проскальзывания наноэлементов друг относительно друга. Граничная область должна обладать высокой пластичностью или текучестью, которые при необходимости могут быть повышены путем нагрева материала или его легированием. В основном по этим же причинам в нанокристаллическом состоянии хрупкие керамические материалы приобретают способность легкого деформирования даже при комнатной температуре. Открывающиеся в этом плане возможности трудно переоценить. Например, становится возможным применение оксидной керамики в качестве конструкционного материала, обладающего высокой стойкостью к хрупкому разрушению и технологичному в плане изготовления различных деталей.

4.2. Наноэлементы и наноматериалы с когерентным и полукогерентным типом границ (рис. 6, *а*, *б*). Они отличаются от нанообъектов и наноэлементов с большеугловым типом границ тем, что не содержат квазиаморфной составляющей.

Наноэлементы с когерентным типом границ (см. рис. 6, *а*), которые можно отнести к четвертой группе, имеют структуру, представляющую собой деформированную кристаллическую решетку. Наноэлементы четвертой группы обычно находятся в контакте с кристаллической решеткой микроэлементов. Они характеризуются высокими значениями твердости, которые возрастают при уменьшении их размеров. Такими элементами являются, например, зоны Гинье–Престона, образующиеся на начальной стадии старения сплавов с переменной растворимостью химических элементов. Можно также представить себе подобные конструкции для слоистых нанокомпозиционных материалов или многослойных нанопокрытий. Уменьшая толщину наноэлементов и расстояния между ними вплоть до наноразмеров и переводя таким образом материал из нанокомпозитного в наноструктурированный, можно в широких пределах изменять их свойства, а также достичь максимально высокой твердости.

Наноэлементы пятой и шестой групп, как следует из рис. 6, *б*, имеют следующие структуры. При малых размерах (пятая группа) они обладают особой или кластерной структурой. Наноэлементы шестой группы, более крупные по размерам, помимо особой или кластерной структуры по периферии наноэлемента, имеют в центре структуру искаженной кристаллической решетки.

В обоих случаях под особой структурой, как и для нанообъектов, подразумевается новая, отличная от традиционной, кристаллическая структура.

В качестве примера можно привести нанопокрытия, полученные методом эпитаксии с использованием подложки, отличающихся по химическому составу и структуре от покрытия. При малых толщинах нанопокрытия имеют искаженную кристаллическую решетку, подобную решетке подложки. При больших толщинах появляется дополнительная область с искаженной кристаллической решеткой материала покрытия. Требуемый уровень прочности и пластичности таких покрытий может быть получен соответствующим подбором материала подложки, его структуры и толщины покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

8. **Материаловедение:** учебник для вузов / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. 3-е изд. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 648 с.

9. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.

10. **Суздалев И.П., Буравцев В.Н., Максимов Ю.В.** // Известия АН. Сер. Физическая. 2003. Т. 67. С. 1025.

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

(Продолжение следует.)

УДК 539.4.015.1

С.В. Давыдов, Г.И. Сильман, В.М. Сканцев
(Брянский государственный технический университет)

Композиционное упрочнение кремниевых ферритных чугунов с шаровидным графитом

Установлено, что в чугунах с повышенным содержанием кремния (более 3 %) возможно композиционное упрочнение его матрицы благодаря проявлению структурного эффекта, заключающегося в спинодальном расслоении феррита на обычный (углеродистый) феррит и силикоферрит. Особенно характерно это для ферритных высокопрочных чугунов, у которых при содержании в сплаве 4,2 % Si количество силикоферрита в ферритной матрице чугуна достигает около 25 %. При легировании чугуна медью в процессе искусственного старения при 400...500 °С происходит дисперсионное упрочнение матрицы за счет выделения медистой фазы. Выявленные структурные эффекты обеспечивают максимальную прочность и износостойкость высокопрочного чугуна.

It is established, that in cast irons with the raised contents of silicon (more than 3 %) probably composite hardening of his matrix due to display of the structural effect consisting in stratification of ferrite on carbonaceous ferrite and silicoferrite. Especially typically it for ferrite high-strength cast iron at which at the contents in alloy of 4,2 % Si the quantity silicoferrite in ferrite to matrix of cast iron reaches about 25 %. At alloying cast iron copper during artificial ageing at 400...500 °C there is dispersive hardening matrix due to allocation copper phases. The revealed structural effects provide the maximal durability and wear resistance of high-strength cast iron.

Ключевые слова: композиционное упрочнение; расслоение феррита; силикоферрит; высокопрочный чугун; дисперсионное упрочнение; структурные эффекты.

Keywords: composite hardening; stratification of ferrite; silicoferrite; ferrite high-strength cast iron; dispersive hardening; structural effects.

Разработка, создание и эксплуатация конвейерного транспорта нового поколения – конвейеров с подвесной лентой – поставили целый ряд задач в области материаловедения и обусловили необходимость исследования структурных изменений в материалах при высоких уровнях холодной пластической деформации в зоне контакта открытой пары трения качения "опорный ролик–направляющая труба" (далее по тексту – "ролик–труба").

Интенсивное изнашивание ролика и трубной направляющей в процессе эксплуатации конвейеров с подвесной лентой определило постановку цели и задач настоящих исследований – установить причины их повышенного износа в результате контактного взаимодействия, выявить структурные изменения и особенности процесса изнашивания материала трубы и ролика. На основании полученных результатов выявить наиболее рациональные конструкционные материалы для изготовления деталей исследуемой пары трения.

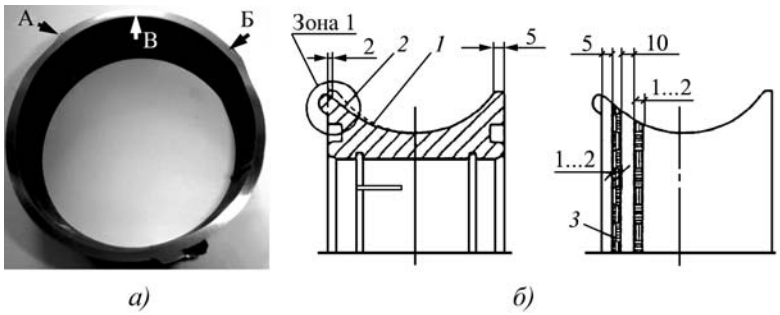


Рис. 1. Конфигурация поверхностей направляющей трубы и опорного ролика:
а – поперечный разрез изношенной направляющей трубы: А и Б – изношенные и деформированные участки дорожки катания верхнего опорного ролика подвески; В – неизношенный и недеформированный участок; *б* – изменение профиля качения ролика в зоне 1: *1* – до эксплуатации; *2* – после эксплуатации; *3* – ферритные полосы

Металлографическими методами исследовали интенсивно изнашиваемую направляющую трубу на прямолинейном участке рабочей ветви конвейера и верхний опорный ролик, работающие в условиях сухого трения качения (рис. 1).

Трубчатая направляющая конвейера (диаметр 57 мм) изготовляется из сварной холоднокатаной стали 08кп. Материал ролика – сталь 45 (260...280 НВ), термообработка – улучшение, структура – сорбит отпуска с остатками ферритной сетки.

Изнашивание направляющей трубы происходит по двум дорожкам катания (см.

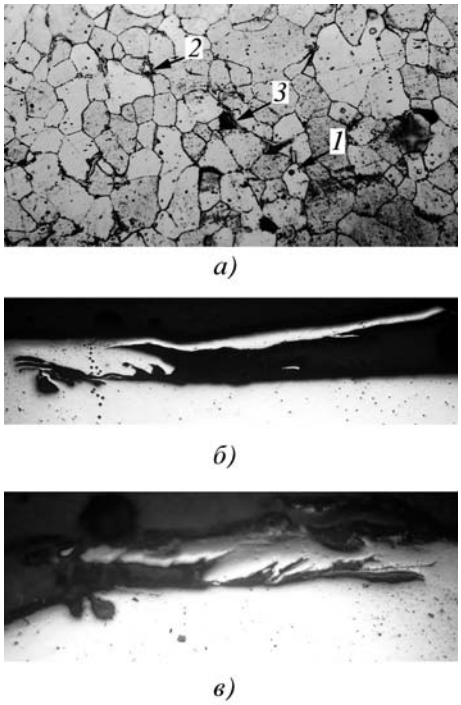


Рис. 2. Структура поверхностного слоя направляющей трубы: *а* – исходная микроструктура трубной направляющей (травление ниталем. ×500): *1* – внутризеренная пора; *2* – структурно-свободный цементит; *3* – межзеренная пора; *б*, *в* – отслоения на поверхности катания направляющей трубы (не травлено. ×50)

рис. 1, *а*) верхнего опорного ролика А (наружной) и Б (внутренней). Поверхность износа характеризуется заметным макроскопическим пластическим деформированием, проявляющимся в смятии, оттеснении и изъязвлении поверхности.

Разупрочнение ролика проявляется в интенсивном износе контактной поверхности в зоне 1 (см. рис. 1, *б*). Край реборды утончается от 5 до 1...2 мм с образованием наплыва из деформированного металла. Увеличение кривизны опорной поверхности ролика сопровождается самозаклиниванием пары трения качения и аварийной остановкой конвейера.

В исходной микроструктуре материала трубы (рис. 2, *а*), характеризующейся разнозернистостью феррита, наблюдаются многочисленные мелкие внутризеренные поры, крупные межзеренные поры, сопоставимые по размеру с мелкими зернами феррита, включения структурно-свободного цементита, располагающиеся, как правило, на стыках ферритных зерен. Размеры зерен феррита различаются в 3–5 раз и составляют 12...53 мкм.

На рис. 2, *б*, *в* показано сечение участков дорожек катания А и Б с характерными признаками усталостного изнашивания при многоцикловом нагружении в условиях трения качения. Очагами расслоения металла являются укрупнившиеся в процессе деформации поры, хотя некоторые из них активного участия в расслоении пока не принимают.

Более тщательный анализ микроструктуры в зоне расслоения показал следующее:

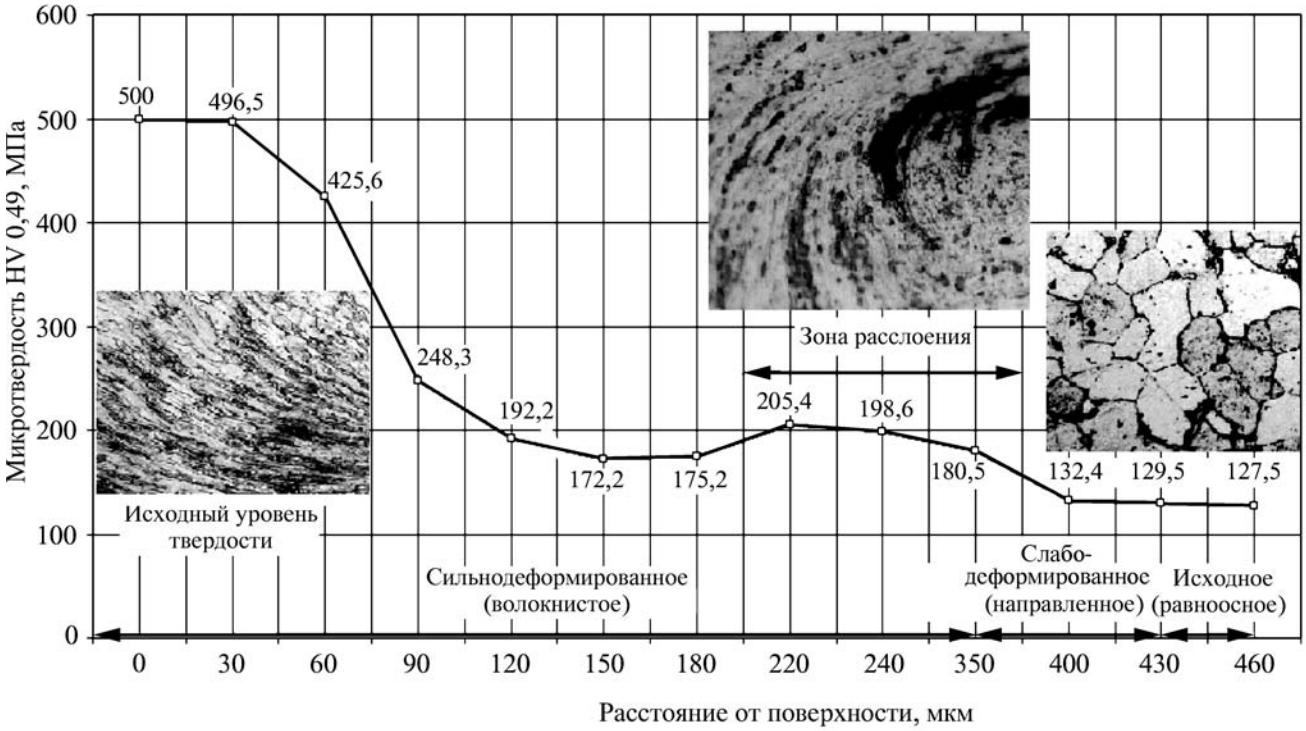


Рис. 3. Изменение микротвердости поверхностного слоя и микроструктуры в зоне контакта. ×500

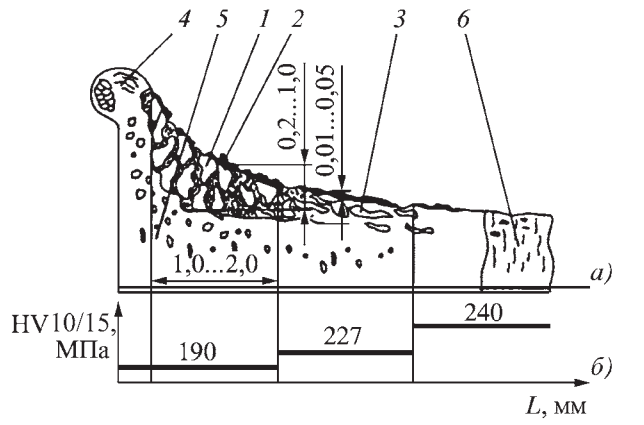


Рис. 4. Структура и твердость стали 45 в зоне разупрочнения опорного ролика (схема):
а – расположение зоны разупрочнения и ее структура: *1* – ферритные области; *2* – переупрочненный верхний слой; *3* – деформированные ферритные зерна; *4* – наплыв деформированного металла на реборде ролика; *5* – сорбит отпуска (базовая структура стали); *6* – микротрещины; *б* – изменение твердости по Виккерсу (HV) на глубине 0,3 мм

1. Пора, находящаяся в сильно деформированных слоях, является барьером для течения металла при деформации, и зерна феррита обтекают пору, повторяя ее конфигурацию. Под порами наклеп практически отсутствует.

2. Укрупнение поры до начала расслоения свидетельствует о ее накопительной роли как резервуара для стока дефектов строения (микропор, вакансий, дислокаций и др.) в процессе перемещения деформируемых зерен относительно поры. Как следствие этого явления наблюдается некоторый рост микротвердости в зоне расслоения.

3. Расслоение деформированного феррита, инициируемое порами, переходит в макроотслоение его участков в зоне трения, когда пора вытекает на изнашиваемую поверхность.

4. С выходом поры на контактную поверхность из-за высоких степеней деформации отслаивающиеся объемы металла полностью теряют пластичность с последующим разрушением, т.е. износом. Это подтверждено путем измерения микротвердости от поверхности до сердцевины (рис. 3).

На изнашиваемой контактной поверхности трубы микротвердость достигает максимальных значений ~495 HV 0,49, что в несколько раз превышает микротвердость недеформированного феррита (~128 HV 0,49). На глубине около 0,1 мм микротвердость снижается, но остается существенно выше (в 1,5 раза) исходной твердости феррита до расслоения металла. В пределах многослойного внутреннего расслоения (на глубине 0,3 мм) микроструктура еще остается сильнодеформированной с повышенной микротвердостью. Далее микроструктура становится менее деформированной, плавно переходя к равноосной недеформированной. На глубине 0,5 мм микротвердость понижается до исходного значения, характерного для недеформированной структуры феррита.

При исследовании строения деформированного феррита в области его течения вблизи поры обнаружено наличие цепочек равноосных мелких зерен на стыке волокон сильнодеформированной ферритной структуры, что является признаком протекания в системе динамической рекристаллизации феррита. Динамическая рекристаллизация уменьшает наклеп и восстанавливает способность феррита пластически деформироваться при очередном цикле нагружения.

Вместе с тем рекристаллизация способствует укрупнению "наследственных" пор, увеличивая их объем и количество в результате образования зернограничных пор. При течении деформированного металла происходит оттеснение их в более деформированные подповерхностные слои с последующим выходом на поверхность трения, что способствует процессу отслаивания участков феррита и интенсифицирует износ поверхности трубы.

Данное предположение подтверждается тем, что характерной особенностью процесса изнашивания опорной поверхности трубчатой направляющей конвейера является отсутствие процессов зарождения и развития микротрещин в деформируемой зоне, несмотря на очень высокий уровень твердости и напряжений.

Структура полосы разупрочнения ролика в зоне контакта состоит из нескольких участков:

1) *переупрочненный поверхностный слой* (рис. 4, *а*). На ферритном участке данный слой значительно разрушен. Твердость HV 10/15 ~300 МПа. В структуре слоя из-за значительных деформаций наблюдаются множественные микротрещины, способствующие отслаиванию металла, что и определяет интенсивный износ поверхности в ферритной полосе;

2) *ферритная область разупрочнения* (см. рис. 4, *а*). Средняя твердость HV 10/15 ~190 МПа. Структура области состоит из крупных деформированных ферритных зерен в сорбитной матрице;

3) *переходная область* (см. рис. 4, *а*) состоит из редких включений сильнодеформированных зерен феррита в виде длинных и узких полос шириной до 0,01 мм. Твердость HV 10/15 = 227 МПа. Средняя толщина слоя около 0,3...0,5 мм;

4) *область, лежащая вне полос разупрочнения.* Структура состоит из отдельных мелких изолированных слабо деформированных включений феррита в сорбитной матрице. Твердость HV 10/15 = 240 МПа. Для всех рассматриваемых областей характерным признаком является наличие значительного количества микротрещин (см. рис. 4, *а*), распространяющихся на глубину до 0,3...0,5 мм в горизонтальной плоскости (расслаивание металла) и вертикальной плоскости (растрескивание металла). Наличие микротрещин усиливает эффект разупрочнения поверхностного слоя и интенсифицирует износ.

Таким образом, интенсивный износ трубчатых направляющих конвейера (сталь 08кп) обусловлен структурными факторами и условиями нагружения. Наиболее значимыми структурными факторами являются разнозернистость; наличие крупных зерен и многочисленных пор, как следствие низкой раскисленности стали и как результат динамической рекристаллизации, которые препятствуют равномерному течению деформированного металла и, укрупняясь в процессе деформации, выходят на рабочую поверхность, тем самым интенсифицируя износ.

К условиям разрушения следует отнести многоцикловое нагружение трубчатой направляющей со значительной холодной пластической деформацией, в ходе которой сильно наклепывается поверхностный слой металла (микротвердость феррита возрастает в 3,6 раза), что может приводить к расслоению поверхностного слоя и усиливать интенсивность изнашивания.

Исследованиями [1] поверхностного слоя материала ролика (сталь 45, термообработка – улучшение) установлено, что разупрочненные полосы феррита интенсифицируют износ поверхности ролика и являются источником внутренних трещин, ответственных за скол реборды ролика. Причина возникновения слоев феррита заключается в том, что в условиях сложного термосилового воздействия в зоне трения сорбитная структура стали становится метастабильной и претерпевает распад на более стабильную, но менее прочную и износостойкую структуру феррита.

Таким образом, для повышения износостойкости трубчатых направляющих и увеличения срока их эксплуатации необходимо в качестве их материала использовать спокойные стали с более высоким содержанием углерода (до 0,2 %), легированные до 1,0 % Si или Mn, что повысит предел текучести $\sigma_т$ (следовательно, сопротивление изнашиванию) и температурный порог рекристаллизации.

Для обеспечения надежной работы опорных роликов необходимо применять материалы с более стабильной структурой [2], обладающие высокими свойствами, включая повышенные значения пластичности, ударной вязкости и износостойкости. Примером таких материалов могут служить кремнистые ферритные чугуны с шаровидным графитом.

Исследованные в статье ферритные высокопрочные чугуны с шаровидным графитом (ВЧШГ) отличаются от обычных ферритных ВЧШГ дисперсионно упрочненной ферритной матрицей, расслоенной на несколько α-фаз, легированной кремнием, медью, молибденом, марганцем при пониженном содержании серы и фосфора. Благодаря композиционному строению структуры исследованные сплавы имеют более высокие механические и эксплуатационные свойства.

Наиболее приемлемым способом получения чугуна с заданными свойствами является индукционная электроплавка. Сочетание электропечного способа плавки с рациональным химическим составом и комплексным модифицированием позволяет получать высокопрочный чугун с шаровидным графитом, имеющий в литом состоянии структуру без признаков отбела и с преобладанием ферритной матрицы. Эффективным средством улучшения структуры такого чугуна является применение в составе модифицирующей смеси небольших добавок силикобария.

Содержание кремния является наиболее существенным фактором, определяющим структуру сплава. Значительное повышение прочности и износостойкости чугуна может быть обеспечено дополнительным легированием чугуна такими элементами, как медь с добавлением небольшого количества молибдена [3]. Медь обеспечивает дисперсионное упрочнение ферритной матрицы в результате образования в ее структуре (после термической обработки) медистой фазы. Сочетание в структуре сплавов упрочненного медистого феррита, включений графита и медистой фазы оказывает существенное влияние на их триботехнические свойства. Графит повышает износостойкость и уменьшает коэффициент трения, что особенно характерно в условиях граничного трения. Положительное влияние структурно-свободной медистой фазы заключается также в снижении износа сопряженного тела (контртела). Молибден в небольших количествах

Химический состав, % мас., исследуемых чугунов

Номер сплава	Основной химический состав					Остаточное содержание компонентов комплексного модификатора				Параметр П, % мас.
	C	Si	Mo	Cu	Mn	Mg	Ba	Ca	РЗМ	
1	3,8	2,4	0,28	0,75	0,36	0,03	0,063	0,008	0,054	0,155
2	3,7	2,7	0,3	0,66	0,33	0,03	0,028	0,013	0,036	0,107
3	3,62	3,3	0,32	0,68	0,38	0,032	0,045	0,017	0,03	0,124
4	3,45	3,84	0,27	0,75	0,36	0,035	0,07	0,012	0,062	0,179
5	3,42	4,2	0,32	0,64	0,38	0,03	0,041	0,011	0,026	0,108
6	3,4	4,7	0,3	0,63	0,32	0,04	0,03	0,015	0,041	0,126

Обозначение. П – общее остаточное содержание элементов модификатора: П = Mg + Ba + Ca + РЗМ.

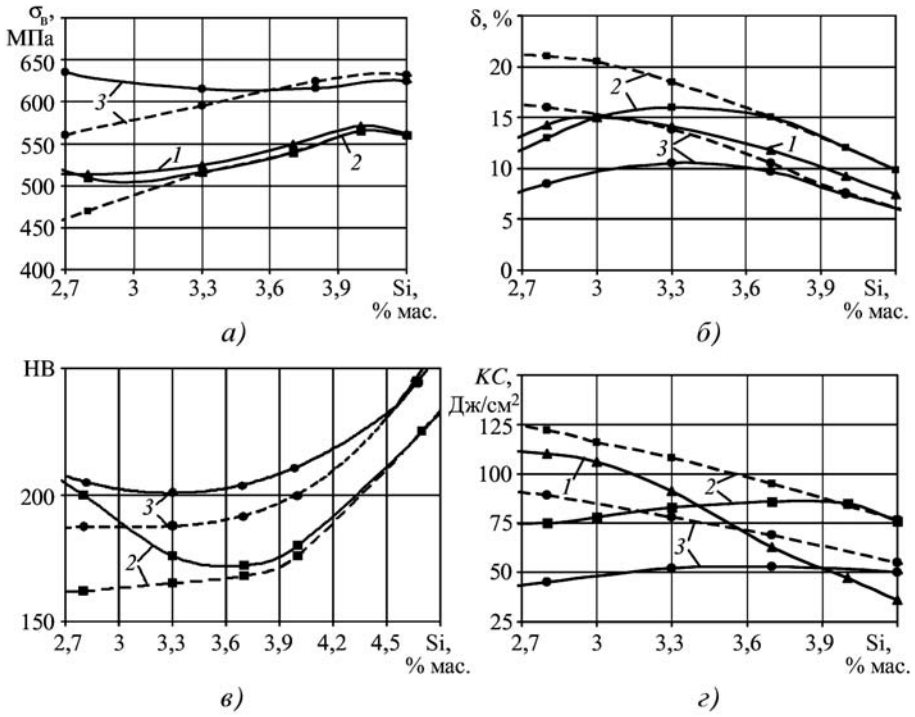


Рис. 5. Влияние содержания кремния и легирующих элементов на механические свойства ЧШГ в литом состоянии (сплошные линии) и после термообработки (штриховые линии):

1 – по известным литературным данным; *2* – для исследованных чугунов (без дополнительного легирования); *3* – для исследованных чугунов с дополнительным легированием Cu, Mo

усиливает дисперсионное упрочнение и в значительной мере устраняет ферритную хрупкость.

Плавки чугуна проводили в индукционной печи ИСТ-0.06 с модифицированием чугуна лигатурой ЖКМК методом "сандвич-процесса". Химический состав чугуна разных плавок приведен в таблице.

Для каждого варианта чугуна определяли твердость и проводили механические испытания образцов, результаты которых представлены на рис. 5.

Триботехнические свойства: износостойкость и коэффициент трения чугунов оценивали по стали 45 (32...35 HRC) в условиях охлаждения водой при удельной нагрузке 3 МПа. Испытания проводили на машине СМЦ-2 по схеме вращающийся диск–неподвижная колодка. Диск контртела диаметром 50 мм, контактирующий с образцом в форме сектора с длиной дуги контакта 19 мм при скорости скольжения 0,75 м/с.

Абразивную износостойкость чугунов определяли при изнашивании образцов закрепленным абразивом (трением по абразивной шкурке в соответствии с ГОСТ 17367–71). Для повышения стабильности результатов испытания проводили в условиях непрерывного обновления зерен и постоянства других параметров.

Анализ зависимостей выявил наличие двух максимумов предела прочности чугуна в литом состоянии – при перлитной и чисто ферритной структуре. Пластичность чугуна в литом состоянии резко возрастает при переходе от перлитной структуры к ферритной, достигая максимума при содержании кремния в чугуне 3,2...3,3 %. При дальнейшем повышении содержания кремния в чугуне (от 3,3 до 4,0 %) прочностные свойства чугуна повышаются, а пластичность заметно снижается. С увеличением содержания кремния более 4,2 % происходит значительное снижение прочности и пластичности.

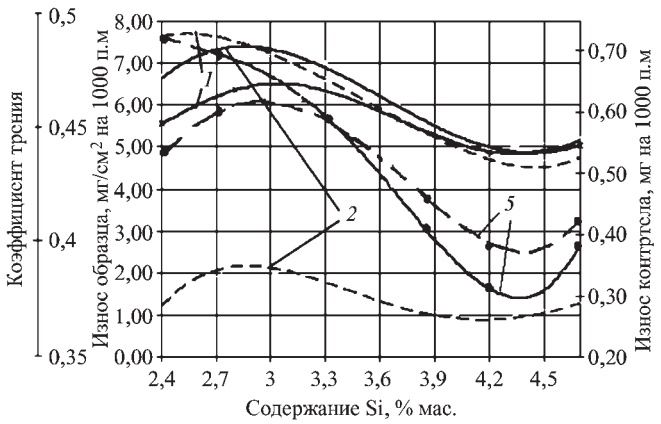
У термообработанного чугуна с ферритной структурой с увеличением содержания кремния пластичность снижается (особенно резко в интервале 3,7...5 % Si), а на кривой изменения прочности наблюдается только один максимум.

На рис. 5, *в* показано влияние кремния на твердость чугуна. Для литого состояния характерна зависимость с минимумом при ~3,5 % Si, соответствующим началу появления чисто ферритной структуры. В отожженном состоянии кремний легирует феррит и увеличивает его твердость, причем темп роста твердости резко различается для двух интервалов содержания кремния: до ~3,7 % Si твердость медленно повышается, а от 3,7 до 5,5 % происходит ее резкий рост. Это различие, безусловно, должно определяться структурными изменениями.

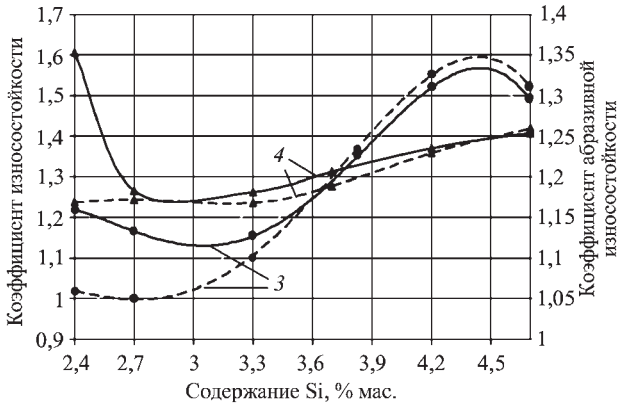
Кремний значительно влияет на триботехнические свойства ферритного чугуна (рис. 6) особенно при его содержании более 3 %. Сопоставляя графики на рис. 5, *а*, и рис. 6, *б*, видим, что между пределом прочности чугуна и его износостойкостью наблюдается хорошая корреляция: для литого состояния обе зависимости имеют два максимума (перлитный и ферритный) при одних и тех же содержаниях кремния. Для износостойкости чугуна в отожженном состоянии характерна зависимость с одним максимумом (как и для предела прочности), но по темпу изменения износостойкости в большей степени наблюдается аналогия с изменением твердости.

Коэффициент трения фактически полностью повторяет конфигурацию кривых изнашивания. Зависимость абразивной износостойкости чугунов имеет четкую корреляцию с характером изменения их твердости.

Повышение износостойкости в области ферритной структуры может быть в определенной степени связано с легированием феррита и повышением его прочностных характеристик. Однако резкое изменение темпа повышения износостойкости и твердости



а)



б)

Рис. 6. Влияние содержания кремния и легирующих элементов на триботехнические свойства ВЧШГ в литом состоянии (сплошные линии) и после термообработки (штриховые линии): *1*, *2* – износ образца и контртела (сталь 45) исследуемых чугунов соответственно; *3* – коэффициент износостойкости (эталон ВЧ 60); *4* – коэффициент абразивной износостойкости (эталон отожженное железо, ≤ 0,02 % С); *5* – коэффициент трения скольжения

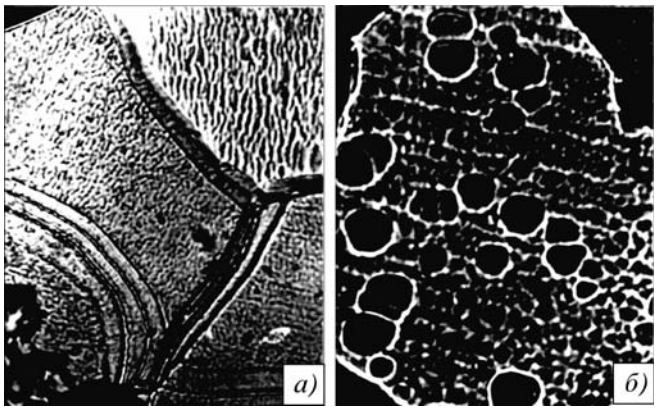


Рис. 7. Микроструктуры чугуна с расслаивающимся ферритом. Двойное травление. ×1350

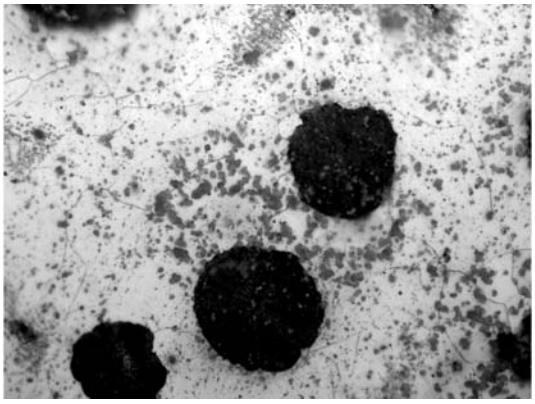


Рис. 8. Структура ферритного ЧШГ с дисперсионным упрочнением медистой фазой. Травление ниталем. ×1000

чугуна при содержании кремния более 3 % обусловлено изменением структуры чугуна с появлением дополнительных фаз.

Более тщательное изучение микроструктуры высокопрочных ферритных чугунов с повышенным содержанием кремния показало наличие гетерогенной структуры с расслаивающимся кремнистым ферритом (рис. 7) в результате процесса спинодального расслоения. На рис. 7, *а* видно характерное изменение микроструктуры твердого раствора (феррита) при его спинодальном расслоении, а также, что происходит миграция границ ферритных зерен при термической обработке. На рис. 7, *б* зафиксирована стадия перестраивания с образованием включений (зерен) силикоферрита (фазы α_1) и их двойникованием (сдвоенные зерна) с наиболее плотным расположением около графитного включения (в зоне наиболее высокого содержания кремния). Можно предположить, что в результате спинодального расслоения высококремнистого феррита осуществляется нанокомпозиционное упрочнение матрицы чугуна.

Максимумам прочности и износостойкости ферритного чугуна с шаровидным графитом соответствует содержание кремния 4...4,3 % и расслоение феррита с количеством силикоферрита около 25 %.

Из приведенных зависимостей на рис. 5 также видно, что в результате легирования ферритной матрицы медью происходит значительное увеличение предела прочности чугуна, при этом с помощью термической обработки можно обеспечить высокие значения пластичности и ударной вязкости.

В сплавах систем Fe–Cu и Fe–C–Cu может быть обеспечен значительный эффект дисперсионного упрочнения феррита (рис. 8). Это связано с тем, что из-за малой скорости диффузии меди α-фаза обычно пересыщена медью и склонна к интенсивному старению, особенно искусственному. Причем этот эффект проявляется не только в структурно-свободном, но и в перлитном феррите, что приводит к существенному повышению твердости и прочности перлита при леги-

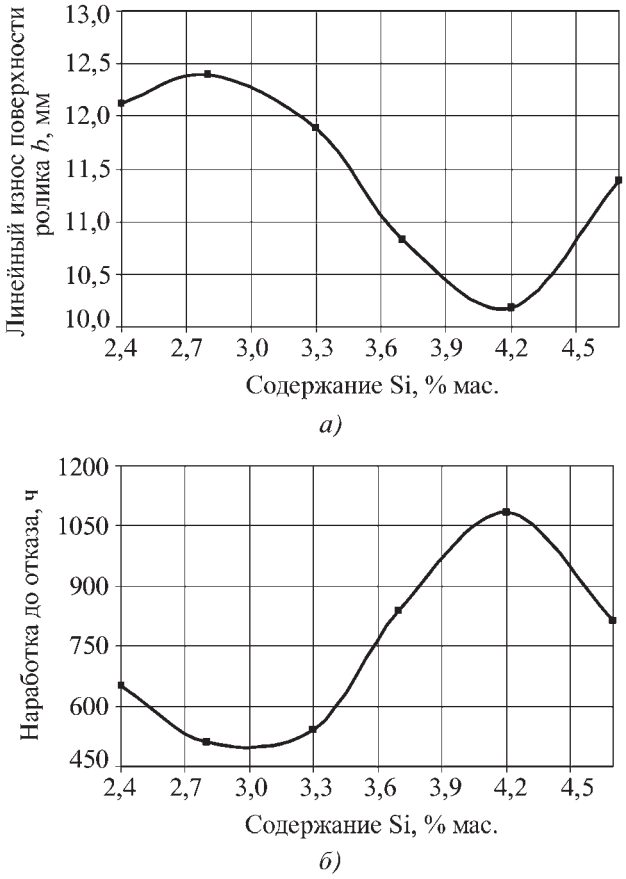


Рис. 9. Влияние кремния на износостойкость опорных роликов конвейера:
а – линейный износ поверхности роликов после наработки 100 ч; *б* – наработка до предельного состояния роликов

ровании медью вследствие его измельчения и под влиянием твердорастворного и дисперсионного упрочнения перлитного феррита. Значительно усиливается эффект дисперсионного упрочнения медистой фазой при дополнительном легировании чугуна молибденом.

Следует также отметить, что при реализации дисперсионного упрочнения ферритной матрицы происходит значительное снижение износа сопряженного тела (контртела) в паре трения. Данный эффект можно объяснить тем, что содержащиеся в структуре чугуна в свободном состоянии графит и медистая фаза обеспечивают благоприятные условия для работы фрикционной пары с избирательным переносом графита и меди на поверхность сопряженной детали. В этих условиях процесс обогащения поверхности контртела медью при трении происходит в результате термически активированной диффузии меди.

Для оценки влияния содержания кремния в экспериментальных чугунах на износостойкость роликов проводились производственные испытания пары трения "ролик–труба". Ролики изготовлены из экспериментальных чугунов (см. таблицу), труба – из стали 08кп.

Испытания пары трения "ролик–труба" на износ проводили на специально изготовленном стенде, который моделирует движение двухроликовой подвески со скоростью 3,15 м/с (максимальная скорость перемещения ленты конвейера) на переходном участке става конвейера, где качение ролика сопровождается продольным и поперечным проскальзыванием.

Испытания проводили в течение 100 ч при нагрузке на ролик 1 кН, что соответствует максимальной нагрузке на действующих конвейерах. При испытаниях велась оценка линейного износа роликов. По результатам испытаний построены зависимости линейного износа поверхности и долговечности роликов (рис. 9).

Долговечность роликов определяли из условия предельного износа контактной поверхности ролика через линейную интерполяцию участка кривой износа с постоянной скоростью изнашивания. За предельное состояние износа ролика принята ширина желобообразной дорожки (см. рис. 1, *б*), равная 22 мм. Предельный износ данной поверхности приводит к изменению геометрии ролика, ухудшению организации контакта в процессе движения и возрастанию возможности его самопроизвольного соскакивания с трубы с последующим заклиниванием. Данное явление приводит к вырыву фрагмента конвейерной ленты в зоне крепления подвески и аварийной остановке конвейера.

Видно, что при содержании более 3,3 % Si четко наблюдается резкое повышение износостойкости роликов, что обусловлено наличием гетерогенизированной структуры сплава с расслаивающимся ферритом. Максимальная износостойкость наблюдается при содержании кремния в сплаве ≈4,2 %, когда гетерогенизация феррита достигает 25 % по количеству силикоферрита. Построенные зависимости износостойкости роликов хорошо коррелируют с приведенными данными, полученными при испытаниях образцов из экспериментальных чугунов на машине СМЦ-2.

С использованием выявленных структурных эффектов разработан и заявлен в качестве изобретения антифрикционный ферритный чугун с повышенными механическими свойствами, особенностью структуры которого является высокая степень гетерогенизации феррита в результате спинодального расслоения и дисперсионного упрочнения медистой фазой. С этой целью в составе чугуна увеличено содержание кремния и дополнительно введено небольшое количество меди. Для устранения ферритной хрупкости и увеличения степени дисперсионного упрочнения чугун дополнительно легирован молибденом. Разработанный чугун отличается высокой прочностью, пластичностью, ударной вязкостью и износостойкостью при низких значениях твердости, коэффициента трения, хорошей прирабатываемости и практической безызносности сопряженного стального тела в узле трения.

Выводы

1. Интенсивный износ трубчатых направляющих конвейера обусловлен структурными факторами и условиями нагружения. К наиболее значимым структурным факторам следует отнести: разнозернистость; наличие крупных зерен и многочисленных пор, как следствие низкой раскисленности стали и как результат динамической рекристаллизации, которые препятствуют равномерному течению деформированного металла и, укрупняясь в процессе деформации, выходят на изнашиваемую поверхность.

2. Разупрочненные полосы феррита интенсифицируют износ поверхности опорного ролика, являясь источником внутренних трещин, ответственных за скол его реборды. Причина возникновения слоев феррита – структурные изменения стали, протекающие в условиях сложного термосилового воздействия в зоне трения.

3. В чугунах с повышенным содержанием кремния (более 3 % мас.) возможно проявление структурного эффекта, заключающегося в спинодальном расслоении феррита на обычный (углеродистый) феррит и силикоферрит. Особенно характерно это для ферритных высокопрочных чугунов, содержащих 3,5... 4,2 % Si, что приводит к значительной α-стабилизации структуры чугунов и во многих случаях может обеспечить надежную работу узла трения без заметных структурных изменений.

При содержании в сплаве 4,2 % Si количество силикоферрита в ферритной матрице чугуна достигает ≈25 %, что обеспечивает его максимальную прочность и износостойкость.

4. В чугунах, легированных медью, металлическая матрица (ферритная или ферритно-перлитная) существенно пересыщена медью. В процессе искусственного старения при 400...500 °С происходит ее дисперсионное упрочнение вследствие выделения медистой фазы. Этот эффект значительно усиливается при дополнительном легировании чугуна молибденом. При рациональном комплексном легировании чугуна кремнием, медью и молибденом может быть обеспечена стабильность резко измельченной структуры чугуна с комплексом высоких механических свойств (выше, чем у чугунов стандартных марок).

5. С использованием выявленных структурных эффектов разработан и заявлен в качестве изобретения антифрикционный ферритный чугун с повышенными механическими свойствами, особенностью структуры которого является высокая степень гетерогенизации феррита в результате спинодального расслоения и дисперсионного упрочнения медистой фазой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Давыдов С.В., Жарков В.Я. Сканцев В.М.** Структурные изменения в низкоуглеродистой стали при деформации в условиях трения качения // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 8. С. 39–43.

2. **Давыдов С.В., Сильман Г.И., Ивченко В.Н.** Разупрочнение элементов триботехнической пары трения качения в конвейере с подвесной лентой // Материаловедческие проблемы в машиностроении: сб. науч. тр. / БГИТА; под ред. Г.И. Сильмана. Брянск, 1998. С. 60–64.

3. **Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В.** О механизмах влияния меди на формирование структуры в чугуне // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 8. С. 16–22.

Сергей Васильевич Давыдов, д-р техн. наук,
davidov69@tu-bryansk.ru;
Григорий Ильич Сильман, д-р техн. наук;
Виталий Михайлович Сканцев, канд. техн. наук

Î Î Î "Èçäàò åëüñò âî Ì àø èí î ñò ðî åí èå" ï ðî äî ëæàåò ï î äï èñêó í à æóðí àë

«Заготовительные производства в машиностроении»

- Çà í àëè÷í ûé è áåçí àëè÷í ûé ðàñ÷åò
- Ñ ëþ áî ãî í î ì åðà è í à ëþ áî é ñðî ê.
- Áåç ï î ÷òî âû õ í àöåí î ê

Ï ðèñû ëàéòå çàêàç è î áðàù àéòåñü çà äî ï î ëí èòåëüí î é èí ô î ðì àöèåé â î òäåë ï ðî äàæ, ì àðêåòèí ãà è ðåêëàì ûï:

107076, ã Ì î ñêâà, Ñòðî ì ûí ñêèé ï åð., ä. 4,
òåë.: (499) 269-6600, 269-5298, ô àêñ: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.438

О.В. Виноградова, М.А. Зиновьев*, А.В. Тимофеев, А.А. Шатульский, В.Н. Шишкин
*(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва, *ОАО "НПО Сатурн")*

Системный анализ и синтез эксплуатационных характеристик никелевых жаропрочных монокристаллических сплавов

Получены количественные зависимости между химическим составом никелевых жаропрочных сплавов и их эксплуатационными свойствами. Предложена методика поиска оптимального химического состава сплава в зависимости от уровня предъявляемых к нему требований.

Modern scientific methods allow to receive quantitative dependences of chemical composition of nickel-based high-temperature alloys on their service properties and to suggest search procedure for optimal chemical composition of alloy subject to level of requirements to it.

Ключевые слова: синтез химического состава; главные компоненты; системный подход; информационная технология.

Keywords: chemical composition synthesis; main components; system approach; information technology.

Одним из возможных путей совершенствования эксплуатационных характеристик лопаток из жаропрочных монокристаллических сплавов является систематизация и обобщение ранее выполненных исследований. Ретроспективный анализ этого статистического материала, как правило, жестко ограниченного, представляет существенный интерес в качестве плацдарма для поиска эффективных технических решений.

Рассмотрена типичная многофакторная и многокритериальная система 27 взаимодействующих элементов химического состава девяти различных жаропрочных сплавов, связанная с шестью их эксплуатационными характеристиками, найденными экспериментально. Необходимо построить функциональные соотношения между содержанием химических элементов и рассматриваемыми эксплуатационными характеристиками сплавов, позволяющими решить следующие задачи: повышение длительной прочности, снижение удельной массы материала, обеспечение заданной температуры плавления и др.

Основной проблемой при решении подобных задач является информационная недостаточность имеющихся опытов. Так, при известном соотношении числа результатов наблюдений $N = 9$ и числа входных переменных $K = 27$ любое прогнозирование характеристик даст одинаково плохой результат. Для несмещенной и эффективной регрессионной оценки соотношение между N и K должно удовлетворять неравенству [1]:

$$(N-K)^2 > (N+K). \qquad (1)$$

Для существенного уменьшения числа входных переменных необходимо перейти к новой метрике, в которой без потерь информации входные переменные X станут системой независимых факторов U, при варьировании которыми смогут меняться переменные X без нарушения внутренней физической связи между ними. Это можно сделать методом главных компонент путем преобразования $U = FX$, где F – матрица собственных векторов. Переход к пространству главных компонент решает и задачу обеспечения наблюдаемости объекта исследования при управлении им [1]. Другим способом обеспечения условия (1) является поиск короткой и эффективной структуры уравнений регрессии для каждой из $m = 6$ эксплуатационных характеристик (целевых функций) рассматриваемых ниже сплавов.

Таким образом, предлагаемый системный подход к решению задачи анализа и синтеза характеристик исследуемых жаропрочных сплавов оказывается приспособленным к условиям острой информационной недостаточности и к работе со многими критериями качества сплавов.

В табл. 1 представлен химический состав девяти жаропрочных сплавов.

В табл. 2 приведены выходные характеристики анализируемых сплавов.

В табл. 3 приведены рассчитанные значения девяти главных компонент химического состава анализируемых сплавов, а на рис. 1 представлено взаимное расположение точек, соответствующих двум главным компонентам из восьми полученных (см. табл. 3).

Химический состав анализируемых сплавов составляет единый однородный кластер, для которого может быть получено общее статистическое описание.

Методом случайного поиска с адаптацией получены следующие уравнения связи:

1. Химический состав девяти жаропрочных сплавов, % мас.

Элемент	1	2	3	4	5	6	7	8	9
C	0,160	0,155	0,080	0	0,015	0,080	0,010	0	0,010
Cr	8,700	4,450	5,500	2,500	2,050	13,500	13,000	4,000	4,000
Co	9,750	9,000	9,000	6,000	10,000	9,000	9,000	8,000	8,500
Mo	1,800	1,200	1,100	4,000	0,600	2,000	1,800	1,000	1,300
W	10,250	8,500	7,200	4,000	2,000	4,000	3,800	11,25	11,750
Al	5,600	5,950	5,750	6,000	5,550	4,000	4,000	5,900	5,900
Ti	2,450	0	0	0	0,250	3,800	3,700	0,950	1,050
Nb	1,000	1,600	0,800	0	1,150	0,800	0,400	0,950	1,050
Ta	0	4,000	4,800	4,500	7,900	0,300	2,000	0	0,300
Re	0	4,000	4,000	6,000	9,300	0	1,000	2,000	2,150
Hf	0	0	0	0	0	0,300	0	0	0
Ru	0	0	0	4,000	0	0	0	0	0
Ce	0,020	0,025	0	0	0,005	0	0	0	0
Zr	0,040	0	0	0	0	0	0	0	0
B	0,035	0,015	0	0	0,005	0	0	0	0
Si	0,400	0,300	0	0	0,200	0	0	0	0,100
Mn	0,400	0	0	0	0,200	0	0	0	0,100
S	0,010	0,010	0	0	0,005	0	0	0	0,010
P	0,015	0,015	0	0	0,005	0	0	0	0,015
V	0,010	0	0	0	0	0	0	0	0
Pb	0,001	0,001	0	0	0,001	0	0	0	0,001
Bi	0,001	0,001	0	0	0,001	0	0	0	0,001
Fe	1,000	1,000	0	0	0,200	0	0	0	0,200
Y	0	0,005	0	0	0,002	0	0	0	0
La	0	0,005	0	0	0,005	0	0	0	0
O_2	0	0	0	0	0,001	0	0	0	0
N_2	0	0	0	0	0,001	0	0	0	0

2. Выходные характеристики девяти жаропрочных сплавов

Номер сплава	T, °C	d, $\frac{г}{см^3}$	σ_{100}^{1000}, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
1	1050	8,420	137	550	450	1,0
2	1100	8,760	240	755	629	14,5
3	1100	8,870	265	695	655	27,0
4	1150	8,870	305	720	690	30,0
5	1100	9,000	340	627	528	22,4
6	950	8,200	220	650	450	16,0
7	1000	8,315	190	650	450	24,0
8	1100	8,724	185	860	680	19,0
9	1100	8,694	185	860	680	19,0

Обозначения: T – максимальная рабочая температура; d – удельная масса; σ_{100}^{1000} – длительная прочность; $\sigma_в$ – предел прочности; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; δ – относительное удлинение.

3. Главные компоненты табл. 1

Номер сплава	U_1	U_2	U_3	U_4	U_5	U_6	U_7	U_8
1	0,42891	–0,03240	–0,79714	0,07891	2,09345	3,64436	5,40455	0,57033
2	0,16491	–0,12588	–0,25868	–0,24997	–2,01056	–1,44582	4,43936	–2,48044
3	1,71708	0,97177	–0,10175	0,10232	–0,63832	–0,62629	–1,64972	0,47783
4	–0,46140	–0,05059	–3,52848	0,12924	1,80659	–1,37678	–3,54596	–1,20999
5	–0,22550	–0,12946	2,34966	0,16319	1,71921	–4,77438	1,62114	0,88664
6	–0,59794	0,03496	2,54004	1,18722	–0,06409	2,56625	–2,66713	–1,21975
7	–0,14661	–0,09833	1,62195	–1,67816	0,36878	1,59046	–2,79701	–0,21072
8	0,90670	–1,01243	–0,73161	0,28571	–1,53650	0,19778	–1,82645	1,42405
9	–1,78615	0,44235	–1,09400	–0,01846	–1,73858	0,22443	1,02122	1,76204

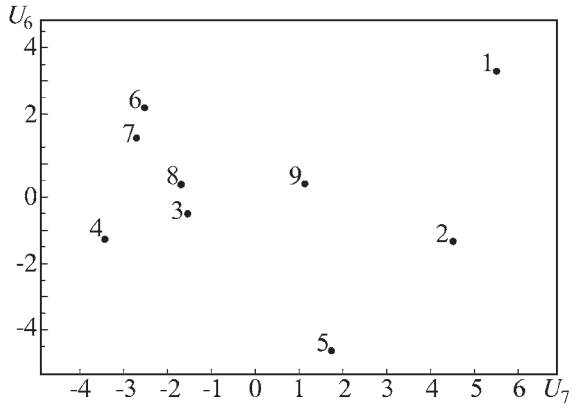


Рис. 1. Химический состав сплавов в пространстве двух главных компонент U_7 и U_6

$$Y_1 = 1072{,}276 - 21{,}08591U_3 - 12{,}79212U_6 + \\ + 13{,}33363U_1U_6 - 8{,}960594U_1U_7,$$

$$S_R = 11{,}040,\ R = 0{,}992;$$

$$Y_2 = 8{,}650533 - 0{,}04842578U_3 - 0{,}08183512U_6 + \\ + 0{,}04443254U_1U_6 - 0{,}04352801U_1U_7,$$

$$S_R = 0{,}080,\ R = 0{,}978;$$

$$Y_3 = 229{,}7215 + 23{,}60394U_2 - 26{,}13481U_6 + \\ + 13{,}70645U_1U_8 - 34{,}82251U_4U_8,$$

$$S_R = 20{,}320,\ R = 0{,}975;$$

$$Y_4 = 707{,}3707 - 66{,}61763U_5 + 66{,}75871U_2U_6 + \\ + 17{,}81697U_3U_8 - 23{,}18042U_5U_8,$$

$$S_R = 25{,}830,\ R = 0{,}985;$$

$$Y_5 = 579{,}1732 - 21{,}28866U_3 - 42{,}36835U_5 - \\ - 6{,}118526U_6 + 9{,}346012U_3U_7,$$

$$S_R = 33{,}588,\ R = 0{,}976;$$

$$Y_6 = 19{,}20582 - 1{,}755228U_6 - 2{,}11035U_7 + \\ + 2{,}556378U_1U_2 - 1{,}465465U_1U_8,$$

$$S_R = 6{,}670,\ R = 0{,}974,$$

где S_R – стандартное отклонение относительно уравнения регрессии; R – коэффициент множественной корреляции.

Сформируем функционал Q как обобщенную характеристику качества сплава, в которой заданы требуемые (желаемые) значения частных критериев качества:

$$Q = 1000\frac{1}{1+|\hat{Y}_1 - 1200|}\frac{1}{1+|\hat{Y}_2 - 8{,}1|}\frac{1}{1+|\hat{Y}_3 - 400|}\frac{1}{1+|\hat{Y}_4 - 900|}\times \\ \times\frac{1}{1+|\hat{Y}_5 - 700|}\frac{1}{1+|\hat{Y}_6 - 34|}.$$

Варьируемыми переменными являются восемь главных компонент сплава № 3 (см. табл. 3).

В результате поиска получим следующие значения компонент:

U_1	U_2	U_3	U_4	U_5	U_6	U_7	U_8
2,869	2,366	–0,797	–0,720	–1,973	0,026	–2,717	1,799

и значения частных критериев качества:

T, °С	d, $\frac{г}{см^3}$	σ_{100}^{1000}, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
1159,6	9,03	400,7	899,6	699,8	34,7

Путем обратного преобразования от компонент к натуральным значениям получим оптимальный химический состав сплава (табл. 4).

4. Исходный и оптимальный химический состав сплава № 3, % мас.

Элемент	Содержание элемента в исходном химическом составе	Содержание элемента в оптимальном химическом составе	Δ
C	0,08	0,089	0,009
Cr	5,5	5,5605	0,0605
Co	9	9,5482	0,5482
Mo	1,1	0,4564	–0,6436
W	7,2	9,9555	2,7555
Al	5,75	5,9703	0,2203
Nb	0,8	0,7182	–0,0818
Ta	4,8	5,4751	0,6751
Re	4	3,0601	–0,9399

Примечание. Элементы Ti, Hf, Ru, Ce, Zr, B, Si, Mn, S, P, V, Pb, Bi, Fe, Y, La, O_2, N_2 отсутствуют в исходном и оптимальном химическом составе сплава № 3.

Гистограмма (рис. 2) показывает, насколько надо изменить содержание элементов химического состава исходного сплава, чтобы получить заданные эксплуатационные характеристики никелевых жаропрочных монокристаллических сплавов.

Таким образом, построенная информационная технология нахождения компромиссного решения по легированию жаропрочных монокристаллических сплавов обеспечивает формализованный процесс поиска оптимального варианта при различных постановках задачи.

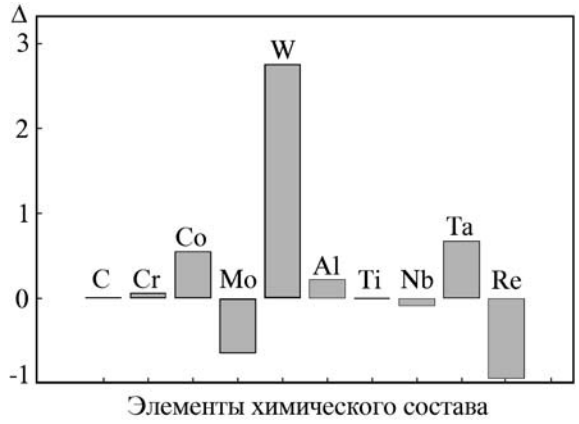


Рис. 2. Гистограмма влияния элементов химического состава на эксплуатационные характеристики сплавов

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Безъязычный В.Ф., Виноградова О.В., Шишкин В.Н.** Алгоритмизация процессов проектирования, производства и контроля в авиадвигателестроении: учеб. пособие / под ред. В.Ф. Безъязычного. Рыбинск: РГАТА, 2007. 274 с.

Ольга Владимировна Виноградова, канд. техн. наук,
ov-vinogradova@mail.ru;
Михаил Александрович Зиновьев,
ведущий специалист;
Алексей Владимирович Тимофеев, аспирант;
Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук;
Владимир Никифорович Шишкин, д-р техн. наук

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 11.03.2010 г. Подписано в печать 29.04.2010 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,90. Заказ 332. 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.