ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 7 июль 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЕРШОВ М.Ю.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
КРАСИЛЬЩИКОВА Е.С.

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

Васильчук М.В., Лотонина М.Б., Шатульский А.А. Выбор технологических режимов литья отливок "лопатка ГТД" методом направленной кристаллизации . . . 3
Волков Г.В., Грабовый В.М., Цуркин В.Н. Технология электрогидроимпульсной обработки металлов и сплавов: сплавы на основе Fe–C . . . 10
Дриц А.М., Овчинников В.В. Свариваемость и свойства соединений высокопрочных сплавов системы Al–Cu–Li–Mg, легированных серебром, скандием и цирконием . . . 18

Кузнечно-штамповочное производство

Корчак Е.С. Разработка системы ускоренного заполнения рабочих цилиндров гидравлических прессов жидкостью низкого давления . . . 26
Хван А.Д. Гидропривод штампа для осадки с кручением цилиндрических заготовок . . . 29
Вяткин А.Г., Матвеев С.В. Экспериментальное исследование влияния технологических параметров винтового пресса на точность высотных размеров осаживаемых поковок . . . 31

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н. Вариационный метод поиска рациональной геометрии рабочего канала волоки для волочения круглого сплошного профиля . . . 35

Материаловедение и новые материалы

Козик Е.С., Чурносов Д.И., Северюхина Н.А. Влияние технологических факторов на размер зерна и свойства порошковых низколегированных сталей . . 41
Гостищев В.В., Тепляшин М.В., Кузнецов Е.Д., Петров В.В. Получение сплавов W–Cr, W–Cr–Mo металлотермией оксидов металлов для электрошлаковой наплавки . . . 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", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 7 July 2011

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

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

Editorial Assistants:
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.
ERSHOV M.Yu.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOL'SKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
KRASIL'SHCHIKOVA E.S.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Vasil'chuk M.V., Lotonina M.B., Shatul'sky A.A. Choice of casting technological regimes of castings "blade gas-turbine engine" by oriented crystallization . . . 3
Volkov G.V., Grabovy V.M., Tsurkin V.N. Electrohydropulse treatment technology of metals and alloys: alloys on basis Fe–C . . . 10
Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Weldability and properties of connections of system Al–Cu–Li–Mg high-strength alloys alloyed by silver, scandium and zirconium . . . 18

Forging and Stamping Productions

Korchak E.S. Development of increased filling system of hydraulic presses power cylinders by low-pressure fluid . . . 26
Khvan A.D. Hydraulic drive of die for upsetting with torsion of cylindrical billets . . . 29
Vyatkin A.G., Matveev S.V. Experimental investigation of influence of screw press technological parameters on accuracy of upset forged pieces high sizes . . . 31

Rolling and Drawing Productions

Gur'yanov G.N. Variational method for search of working channel die rational geometry for drawing of round solid profile . . . 35

Physical Metallurgy and New Materials

Kozik E.S., Churnosov D.I., Severyukhina N.A. Influence of technological factors on grain size and properties of powder low–alloyed steels . . . 41
Gostishchev V.V., Teplyashin M.V., Kuznetsov E.D., Petrov V.V. Reception of alloys W–Cr, W–Cr–Mo by metallothermy of metals oxides for electroslag surfacing . . . 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", 2011

УДК 669.245.018

М.В. Васильчук, М.Б. Лотонина, А.А. Шатульский
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)

Выбор технологических режимов литья отливок "лопатка ГТД" методом направленной кристаллизации

Рассмотрены вопросы влияния химического состава сплава и технологических режимов литья на параметры формирующейся в процессе монокристаллитного литья микроструктуры. Предложены зависимости, описывающие взаимосвязь между этими параметрами, и методика расчета технологических параметров литья, обеспечивающих получение оптимальных свойств отливок.

Influence of alloy chemical composition and technological regimes of casting on factors created during single crystal founding of microstructure are considered. Dependences of correlation between these parameters and calculating technique for technological parameters of casting for obtaining of optimal properties of castings are proposed.

Ключевые слова: никелевые жаропрочные сплавы; монокристаллитное литье; дисперсность микроструктуры; механические и эксплуатационные свойства.

Keywords: nickel high-temperature alloys; single crystal founding; dispersion of microstructure; mechanical and service properties.

Для отливок типа "лопатка ГТД", изготовляемых методом *направленной кристаллизации* (НК) или монокристаллитного литья, оценка их эксплуатационных характеристик осуществляется в соответствии со следующими требованиями:

– соответствие макроструктуры (без характерных дефектов "струйная ликвация", "зерна-паразиты", "полосчатость" и др.) требованиям *технических условий* (ТУ);

– соответствие кристаллографической ориентации требованиям ТУ.

Однако, как показал анализ производственных данных, эксплуатационные характеристики одних и тех же отливок (например, предел кратковременной прочности, предел длительной прочности и др.) при одинаковой литой макроструктуре, соответствующей требованиям ТУ, значительно отличаются по абсолютному среднему значению и разбросу значений свойств отдельных образцов из выборки (табл. 1). Причиной этого, вероятно, является состояние литой микроструктуры.

Анализ литературных источников [1–3] показал, что основными факторами, влияющими на микроструктуру и свойства отливок, полученных методами НК, являются:

– технологические режимы направленной кристаллизации (температурный градиент G, °С/см, и скорость кристаллизации R, мм/мин);

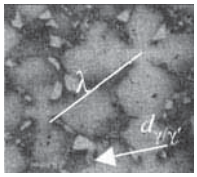
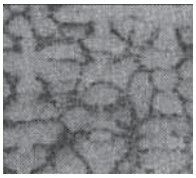
– химический состав и термодинамические параметры сплава (температурный интервал кристаллизации ΔT, температуры критических точек сплава T_L, T_S).

Для оценки состояния микроструктуры сплава были выбраны: расстояние между осями дендрита λ и размер $d_{\gamma/\gamma'}$ эвтектической γ/γ'-фазы. Исследуемые свойства отливок – предел кратковременной прочности $\sigma_в$ и долговечность τ_{260}^{975}.

На начальном этапе исследования были проанализированы производственные процессы получения отливок методами направленной кристаллизации и существующие модели зависимости параметров микроструктуры отливки от технологических режимов литья.

Авторами [1–3] для оценки микроструктуры предложены следующие зависимости:

1. Показатели эксплуатационных характеристик отливок при одинаковой литой макроструктуре, соответствующей ТУ, и разной литой микроструктуре

Характеристика выборки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Долговечность τ_{260}^{975}, ч (t = 975 °С, σ = 260 МПа)	Показатель качества макроструктуры	Параметр литой микроструктуры, мкм: λ	Параметр литой микроструктуры, мкм: $d_{\gamma/\gamma'}$	Вид литой микроструктуры отливки
$X_{ср}$	810	82	Соответствует ТУ	320...380	22...28	
X_{min}	710	57,42				
X_{max}	996	101,6				
ΔX	286	44,4				
$X_{ср}$	940	95		240...280	15...20	
X_{min}	850	86				
X_{max}	1050	115				
ΔX	200	29				

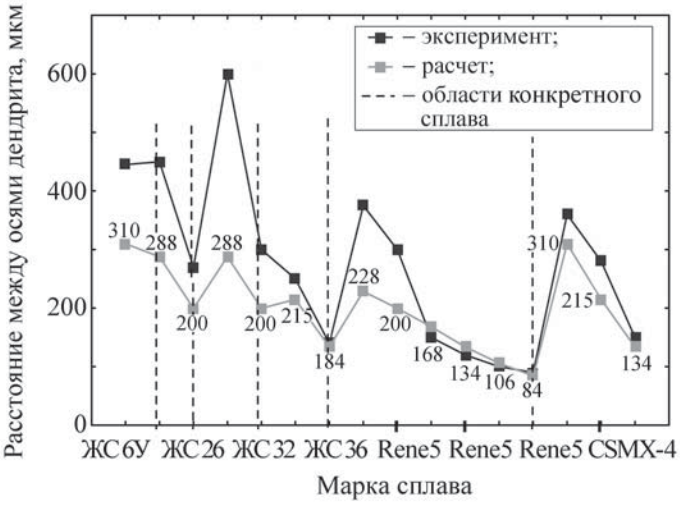
Обозначения: $X_{ср}$ – среднее значение характеристики $\sigma_в$ или τ; X_{min}, X_{max} – минимальное и максимальное значение характеристики $\sigma_в$ или τ в выборке; $\Delta X = X_{max} - X_{min}$; λ – расстояние между осями дендрита; $d_{\gamma/\gamma'}$ – размер эвтектической γ/γ'-фазы.

$$\lambda = a_1 (G_L R)^{-1/3}; \quad (1)$$

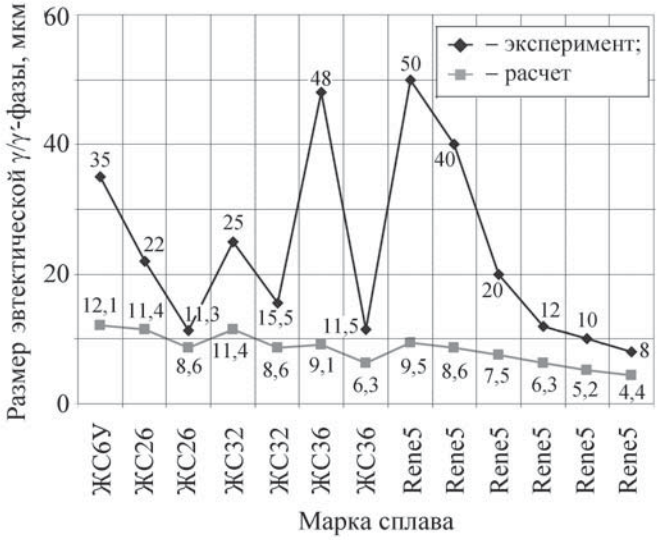
$$d_{\gamma/\gamma'} = a_2 (G_S R)^{-1/4}, \quad (2)$$

где G_L, G_S – градиенты в расплаве, которые можно измерить термопарами (внешние температурные градиенты, обеспечиваемые конструкцией установки для НК и методом охлаждения; в [1] G_L, G_S обозначены G); a_1, a_2 – коэффициенты пропорциональности.

Анализ показал, что данные модели зависимостей не учитывают влияние химического состава на параметры литой микроструктуры отливки и не точно описывают характер изменения параметров литой микроструктуры при изменении технологических факторов (рис. 1).



а)



б)

Рис. 1. Графики экспериментальных и расчетных значений параметров литой микроструктуры отливки, полученных по уравнениям (1) и (2):

а – расстояние между осями дендрита; *б* – размер эвтектической γ/γ'-фазы

Кроме того, отсутствуют обобщенные модели, которые одновременно связывают технологические режимы литья (G, R), химический состав сплава, его термодинамические параметры (ΔT, T_L, T_S) с параметрами получаемой микроструктуры (λ, $d_{\gamma/\gamma'}$) и эксплуатационными свойствами монокристаллических отливок ($\sigma_в$, τ_{260}^{975}).

Поэтому *основная цель работы* – повышение уровня эксплуатационных свойств отливок "лопатка ГТД" за счет обеспечения необходимых характеристик литой микроструктуры на основе изучения влияния химического состава, термодинамических параметров сплава и технологических режимов монокристаллитного литья.

В качестве объектов исследования были взяты наиболее применяемые на производстве отечественные и зарубежные жаропрочные сплавы: ЖС6У, ЖС26, ЖС32, ЖС36, ЖС47, MAR-M200, CMSX-2, CMSX-4, Rene5, AM1, DS200.

Заливку и направленную кристаллизацию образцов и отливок типа "лопатка ГТД" осуществляли на установке УВНК-9. Значения технологических факторов при литье образцов методом НК определяли по диаграммам изменения температуры и перемещения формы в процессе кристаллизации (по времени). Всего использовали 10 технологических режимов для различных сплавов. Температурный градиент G изменяли от 10...20 до 200 °С/см, а скорость кристаллизации – от 2,5 до 20 мм/мин.

Для контроля макро- и микроструктуры применяли современный металлофизический комплекс исследований: оптическую и электронную микроскопию (микроскоп EPIPHOT 200), спектральный анализ, испытания на долговечность и кратковременную прочность на установках ВПК-11 и К-5 соответственно.

Результаты экспериментальных данных приведены в табл. 2 и 3.

Первоначально определяли влияние химического состава сплава и его термодинамических параметров на характеристики литой микроструктуры. Для решения данной задачи и выделения значимых факторов были проведены исследования, представленные в [4].

В результате в исследованной группе никелевых жаропрочных сплавов были выделены следующие

2. Характеристики литой микроструктуры отливок из жаропрочных сплавов, полученных при различных технологических режимах

Сплав	Параметр микроструктуры		Факторы, влияющие на микроструктуру					
	λ	$d_{\gamma/\gamma'}$	Теплофизические свойства		Химический состав		Технологические факторы	
			ΔT	$T_L + T_S$	L_2	L_1	G, °С/см	R, мм/мин
	мкм		°С		%			
ЖС6У	445	35	84	2636	20,8	9,305	10	5
ЖС26	450	22	88	2676	17,8	7,025		
ЖС32	500	25	98	2718	22,7	11,51		
ЖС36	340	48	90	2770	20,1	7,95		
ЖС47	500	50	70	2774	23,2	14,75		
Mar-M200	450	32	85	2693	21,5	8,965		
CSMX-2	360	–	62	2715	22,8	12,6		
CSMX-4	320	–	37	2745	22,6	13,7		
ЖС26	270	11,3	88	2676	17,8	7,025	60	
ЖС32	300	15,5	98	2718	22,7	11,51		
ЖС36	250	35	90	2770	20,1	7,95		
Rene5	300	40	51	2723	24	13,45		
ЖС47	350	36	70	2774	23,2	14,75		
Mar-M200	210	23	85	2693	21,5	8,965		
CSMX-2	320	–	62	2715	22,8	12,6		
CSMX-4	280	–	37	2745	22,6	13,7		

Сплав	Параметр микроструктуры		Факторы, влияющие на микроструктуру					
	λ	$d_{\gamma/\gamma'}$	Теплофизические свойства		Химический состав		Технологические факторы	
			ΔT	$T_L + T_S$	L_2	L_1	G, °C/см	R, мм/мин
	мкм		°C		%			
ЖС6У	110	11	84	2636	20,8	9,305	200	5
ЖС26	120	6	88	2676	17,8	7,025		
ЖС32	155	10	98	2718	22,7	11,51		
ЖС36	140	11,5	90	2770	20,1	7,95		
Rene5	120	12	51	2723	24	13,45		
ЖС47	160	12	70	2774	23,2	14,75		
Mar-M200	115	11	85	2693	21,5	8,965		
CSMX-2	160	–	62	2715	22,8	12,6		
CSMX-4	150	–	37	2745	22,6	13,7		
Rene5	375	50	51	2723	24	13,45	40	
Rene5	275	35	51	2723	24	13,45	80	10
Rene5	150	20	51	2723	24	13,45	200	2,5
Rene5	100	10	51	2723	24	13,45	200	10
Rene5	90	8	51	2723	24	13,45	200	20
ЖС32	280	15,5	98	2718	22,7	11,51	60	10
ЖС32	210	13	98	2718	22,7	11,51	100	10
ЖС32	120	9	98	2718	22,7	11,51	200	10
ЖС26	350	16	88	2676	17,8	7,025	30	5
ЖС26	250	10	88	2676	17,8	7,025	60	10

Обозначения: L_1 – суммарное содержание элементов Al, Nb, Ti, Ta, C, B, Hf в сплаве; L_2 – суммарное содержание элементов Ta, Cr, W, Mo, Re в сплаве.

группы легирующих элементов, отличающиеся степенью и механизмом влияния на склонность сплава к формированию литой микроструктуры:

1. Группа L_1 – Al, Nb, Ti, Ta, C, B, Hf ($K_{TL} > 1$ °C/%) способствуют образованию дендритно-ячеистого фронта роста с более крупнодисперсными параметрами литой микроструктуры в результате повышения градиента температуры ликвидус (dT_L/dx) на фронте роста. Ликвируют при кристаллизации в межосные пространства.

2. Группа L_2 – Ta, Cr, W, Mo, Re ($K_{TL} < 1$ °C/%) способствуют образованию дендритно-ячеистого фронта роста вследствие замедления диффузионных процессов в твердожидкой зоне сплава. Ликвируют при кристаллизации в оси дендритов.

Исключением из правила является тантал, так как он реализует оба механизма влияния и поровну распределяется в γ-твердом растворе и γ′-фазе, поэтому включен в обе группы.

В данном случае K_{TL} – коэффициент переохлаждения, °C/%, который показывает, насколько увеличится интервал кристаллизации сплава (и соответственно интервал температуры ликвидуса в пограничном диф-

3. Эксплуатационные свойства отливки из сплава ЖС26 при различных параметрах литой микроструктуры

G, °C/см	R, мм/мин	λ	$d_{\gamma/\gamma'}$	$\sigma_в$, МПа	τ_{260}^{975}, ч
		мкм			
60	5	280	17,8	831,25	89,338
60	10	275	17,6	852,08	86,228
60	20	258	17	1004,58	94,82
70	20	242	15,7	1100	100
100	5	200	12	1150	110

4. Результаты корреляционного анализа

Фактор	Параметр микроструктуры	Уравнение корреляции	Корреляционное соотношение ρ^2
Химический состав сплава и его термодинамические параметры			
ΔT (G = 10...20 °С/см)	λ	$\lambda = 123{,}797\Delta T^{0{,}2804}$	0,587
$T_L + T_S$ (G = 50...60 °С/см)	λ	$\lambda = -1675{,}35 + (T_L+T_S)^{0{,}96}$	0,6371
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$d_{\gamma/\gamma'} = -427{,}16 + (T_L + T_S)^{0{,}774}$	0,5857
L_1 (G = 50...60 °С/см)	λ	$\lambda = 231{,}71 + 0{,}0034 L_1^{3{,}852}$	0,766
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$d_{\gamma/\gamma'} = 20{,}03 + 0{,}00106 L_1^{3{,}607}$	0,5726
L_2 (G = 50...60 °С/см)	λ	$\lambda = 158{,}19 + 0{,}0178 L_2^{2{,}856}$	0,58
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$d_{\gamma/\gamma'} = -24{,}641 + L_2^{1{,}2846}$	0,59
Технологические режимы направленной кристаллизации			
G	λ	$\lambda = 5168{,}281 G^{-0{,}696}$	0,969
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$d_{\gamma/\gamma'} = 1046{,}423 G^{-0{,}808}$	0,958
R (G = 200 °С/см)	λ	$\lambda = 183{,}784 R^{-0{,}25}$	0,988
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$d_{\gamma/\gamma'} = 28{,}34 R^{-0{,}43}$	0,958
R (без учета G)	λ	$\lambda = 254{,}89 R^{-0{,}047}$	0,14
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$d_{\gamma/\gamma'} = 34{,}82 R^{-0{,}074}$	0,199

фузионном слое) при повышении концентрации элемента в сплаве на 1 %.

Предложенная разбивка легирующих элементов по группам L_1 и L_2 позволила найти значимую корреляционную взаимосвязь между факторами, связанными с химическим составом сплава (группы легирующих элементов), теплофизическими свойствами сплава (ΔT, T_L, T_S) и основными параметрами литой микроструктуры (λ, $d_{\gamma/\gamma'}$).

Также на основе производственных данных (см. табл. 2) была определена значимая статистическая связь между технологическими режимами литья (температурный градиент G, скорость кристаллизации R) и параметрами литой микроструктуры (λ, $d_{\gamma/\gamma'}$). Результаты корреляционного анализа представлены в табл. 4.

Результаты корреляционного анализа позволили сделать следующие выводы:

1. Температурный градиент G, термодинамические параметры сплава (ΔT, T_L, T_S), группы легирующих элементов L_1, L_2 являются значимыми факторами. Параметры микроструктуры с увеличением температурного градиента значительно уменьшаются. С ростом значений факторов (ΔT, T_L, T_S) и L_1, L_2 характеристики литой микроструктуры (λ, $d_{\gamma/\gamma'}$) увеличиваются.

2. Скорость кристаллизации R является вторичным фактором и также оказывает значимое влияние на параметры микроструктуры (λ, $d_{\gamma/\gamma'}$) отливки только при высоком температурном градиенте G. С увеличением скорости кристаллизации степень дисперсности литой микроструктуры повышается.

На основе экспериментальных данных табл. 3 провели однофакторный корреляционный анализ между характеристиками литой микроструктуры (λ, $d_{\gamma/\gamma'}$) и эксплуатационными свойствами отливок ($\sigma_в$, τ_{260}^{975}). Результаты корреляционного анализа приведены в табл. 5.

5. Результаты корреляционного анализа

Параметр	Фактор	Уравнение корреляции	Корреляционное соотношение r
$\sigma_в$	λ	$\sigma_в = 126475\lambda^{-0{,}88}$	0,77
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$\sigma_в = 6222{,}41 d_{\gamma/\gamma'}^{-0{,}668}$	0,66
τ_{260}^{975}	λ	$\tau_{260}^{975} = 3896{,}977\lambda^{-0{,}672}$	0,94
	$d_{\gamma/\gamma'}$	$\tau_{260}^{975} = 419{,}16 d_{\gamma/\gamma'}^{-0{,}534}$	0,88

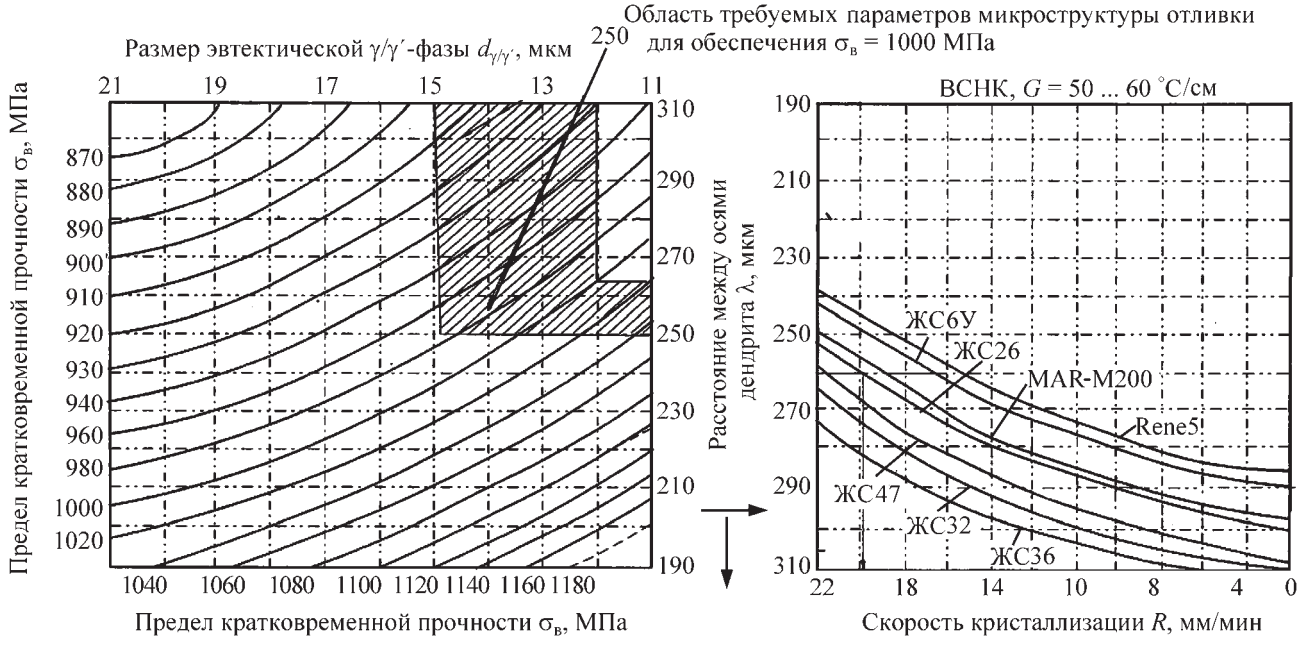


Рис. 2. Номограммы для определения режима направленной кристаллизации в зависимости от предела кратковременной прочности и параметров микроструктуры

Методами регрессионного анализа [5] получили обобщенные математические модели, описывающие:

– зависимость параметров литой микроструктуры отливок от изучаемых в работе факторов:

$$\lambda = -165{,}41 - 45{,}7G^{0{,}412} - 124{,}91R^{0{,}135} + 35{,}73\Delta T^{0{,}299} + 4{,}074(T_L + T_S)^{0{,}656}; \quad (3)$$

$$d_{\gamma/\gamma'} = -31{,}21G^{0{,}16} - 88{,}47R^{0{,}004} - 16{,}65\Delta T^{0{,}36} + 0{,}23(T_L + T_S)^{0{,}886}; \quad (4)$$

$$\lambda = 549{,}189 - 0{,}085L_2^{1{,}8} + 8{,}31L_1^{0{,}635} - 41{,}21G^{0{,}43} - 55{,}5R^{0{,}228}; \quad (5)$$

$$d_{\gamma/\gamma'} = 63{,}46 - 13{,}59G^{0{,}27} - 26{,}04R^{0{,}128} + 0{,}028L_2^{2{,}2} + L_1^{0{,}953}; \quad (6)$$

– зависимость эксплуатационных свойств отливок от изучаемых характеристик литой микроструктуры:

$$\sigma_в = 27660{,}2\lambda^{-049} d_{\gamma/\gamma'}^{-0{,}24}; \quad (7)$$

$$\tau_{260}^{975} = 2436{,}657\lambda^{-0{,}546} d_{\gamma/\gamma'}^{-0{,}082}. \quad (8)$$

Уравнения (3)–(6) адекватно описывают реальную зависимость в диапазоне значений факторов: G = 10...200 °С/см; R = 5...25 мм/мин; L_1 = 5...15 %; L_2 = 15...25 %.

Уравнения (7), (8) адекватно описывают реальную зависимость в диапазоне значений параметров микроструктуры: λ = 150...450 мкм; $d_{\gamma/\gamma'}$ = 10...35 мкм.

Сравнительный анализ экспериментальных значений параметров литой микроструктуры и расчетных значений показал (относительная ошибка ε < 20 %), что уравнения (3)–(8) адекватно описывают реальную зависимость.

Полученные уравнения позволили построить номограммы (рис. 2), которые позволяют:

1. Подбирать параметры технологического процесса литья лопаток методом направленной кристаллизации в зависимости от требуемых параметров литой микроструктуры конкретного сплава.

2. Прогнозировать параметры литой микроструктуры жаропрочных никелевых сплавов при определенных режимах кристаллизации.

3. Определять параметры литой микроструктуры сплава в зависимости от требуемых свойств, предъявляемых к отливке.

На основании проведенных исследований был разработан алгоритм решения задачи по выбору параметров литья с высокоскоростной направленной кристаллизацией для конкретного никелевого жаропрочного сплава для получения заданной дисперсности микроструктуры сплава и механических свойств. Данный алгоритм представлен на рис. 3.

Предложенный алгоритм в совокупности с разработанными номограммами прошел промышленную апробацию на тестовых отливках и образцах из сплавов ЖС26, DS200, AM1, в результате чего была подтверждена практическая значимость выполнен-

Рис. 3. Алгоритм выбора режима кристаллизации отливки методом направленной кристаллизации с прогнозируемыми параметрами микроструктуры и свойствами

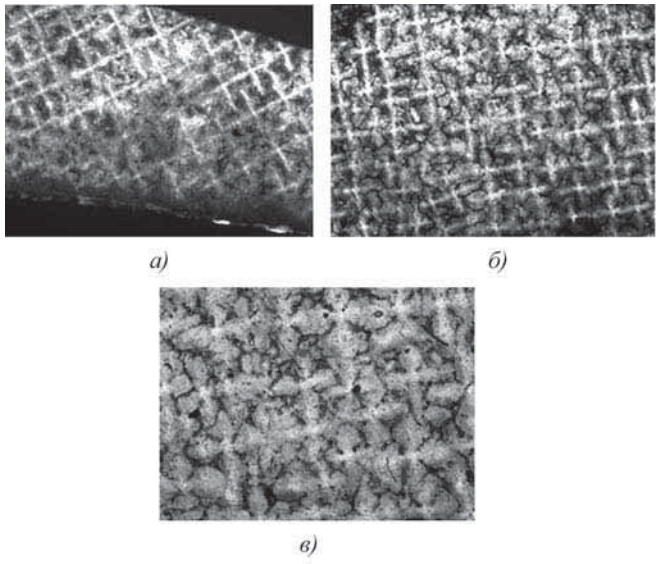


Рис. 4. Литая микроструктура сплава DS200:
а – перо, $\lambda_{ср}$ = 235 мкм (×50); *б* – замок, $\lambda_{ср}$ = 252 мкм (диапазон от 230 до 280 мкм) (×50); *в* – ×100

6. Результаты опробования моделей (3)–(6) и номограмм, построенных на их основе, на сплавах AM1 и DS200

Номер образца (лопатки)	Сплав	Место вырезки шлифа	Технологический режим		Расчетные значения λ	Фактические значения $\lambda_{ср}$
			G, °С/см	R, мм/мин	мкм	
1	DS200	Замок	50...60	5...6	245	252
2	DS200	Перо				235
3	DS200					250
4	AM1	Замок				230
5	AM1	Перо				215

ной работы и возможность применения разработанных моделей на производстве.

Результаты апробации приведены в табл. 6 и 7 и на рис. 4.

7. Результаты опробования моделей (3)–(8) и номограмм, построенных на их основе, на сплаве ЖС26

Номер образца (лопатки)	Технологический режим		λ, мкм		$d_{\gamma/\gamma'}$, мкм		$\sigma_в$, МПа	
	G, °С/см	R, мм/мин	$\lambda_{расч}$	$\lambda_{факт}$	$d_{\gamma/\gamma'\,расч}$	$d_{\gamma/\gamma'\,факт}$	$\sigma_{в\,расч}$	$\sigma_{в\,факт}$
1	50...60	20	250	265	13...15	13	1000	980
2				270		14		985
3				245		11,5		1004
4				260		16		985
5				270		16		995

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). М.: МИСИС, 2001. 632 с.
2. **Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н., Морозова Г.И.** Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и фазовый состав жаропрочного сплава типа RENE-N5 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1999. № 2. С. 15–18.
3. **Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б.** Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
4. **Васильчук М.В., Шатульский А.А.** Влияние химического состава на условия формирования структуры и свойств жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической и столбчатой структурой // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 10. С. 45–50.
5. **Воздвиженский В.М., Жуков А.А.** Планирование эксперимента и математическая обработка результатов в литейном производстве. Ярославль: ЯПИ, 1985. 83 с.

Максим Владимирович Васильчук, канд. техн. наук;
Мария Борисовна Лотонина, аспирант;
Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук, shatulsky@rgata.ru

УДК 621.745.56:621.7.044.4

Г.В. Волков, В.М. Грабовый, В.Н. Цуркин
(Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, г. Николаев)

Технология электрогидроимпульсной обработки металлов и сплавов: сплавы на основе Fe–C

Выполнен анализ эффективности воздействия электрогидроимпульсной обработки расплава на структуру и свойства сплавов на основе системы Fe–C. Представлены новые данные и результаты, обобщающие многолетний опыт работы по электрогидроимпульсной обработке расплава в ковше.

The analysis of melt electrohydropulse treatment influence on structure and properties of alloys on the basis Fe–C system is made. The new data and results generalizing long-term experience on electrohydropulse treatment of melt in ladle are presented.

Ключевые слова: внеагрегатная и электрогидроимпульсная обработка; эффективность; Fe–C-сплавы.

Keywords: extramodular and elektrohydropulse treatment; efficiency; Fe–C-alloys.

Введение. Воздействие на структуру сплавов и свойства литого металла через жидкое состояние является наиболее технологичным путем решения проблемы качества отливок. В мировой практике этому вопросу уделяется большое внимание.

Например, в США применяют вакуумирование расплава; в странах СНГ (благодаря научным разработкам Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины) получил развитие электрошлаковый способ переплава. На металлургических заводах Германии (Fukhs, Krupp), Англии (BSW), Швеции (ASEA-SKF), Италии (Daniely) широко применяются агрегаты типа "печь-ковш", характеризующиеся высокими удельными затратами электрической энергии (от 10 до 90 кВт·ч/т) при времени обработки 20...180 мин; в Японии используется электромагнитное перемешивание, однако опыт применения этого способа компаниями западных стран не дал ожидаемого результата [1].

В определенных случаях используются электротехнологические способы, в том числе электротоковая, ультразвуковая и *электрогидроимпульсная обработка* (ЭГИО). Большинство из перечисленных способов характеризуются эффективностью воздействия, обобщающий анализ которой приведен в табл. 1 [2].

С технологической точки зрения электротехнологические способы имеют ряд преимуществ, а ЭГИО расплава в ковше волноводом *электроразрядного генератора упругих колебаний* (ЭРГУК) характеризуется минимальными затратами (до 5 кВт·ч/т) [3]. Эффективность этого способа авторами [2] не описана. Вместе с тем некоторые проблемы качества отливок из сплавов на основе системы Fe–C или систем более высокого уровня можно успешно решить путем ЭГИО расплава волноводом ЭРГУК.

Ударно-волновое воздействие при ЭГИО – это эффективный способ создания экстремальных состояний исходного вещества (расплава), в результате кото-

1. Эффективность способов внеагрегатной обработки чугуна и стали по данным [2]

Решаемая задача	Сплав	Продувка		Вакуумная обработка	Фильтрация	Электротоковые способы
		газом	реагентами			
Рафинирование от газов	Чугун	↓	↓	↑	–	↓
	Сталь	↑	↓	↑	↓	↓
Рафинирование от неметаллических включений	Чугун	↓	↓	↓	↑	–
	Сталь	↑	↑	↓	↑	–
Модифицирование структуры	Чугун	↓	↑	–	–	↓
	Сталь	–	↑	–	–	↓
Легирование	Чугун	↓	↑	–	–	–
	Сталь	↓	↑	–	–	–
Регулирование температуры расплава	Чугун	–	↓	–	–	↑
	Сталь	–	↓	–	–	↑
Усреднение химического состава	Чугун	↑	–	↓	–	↑
	Сталь	↑	–	↓	–	↑

Примечание: ↑ – сильная степень влияния; ↓ – слабая степень влияния; – – влияние отсутствует.

рого существенно изменяется структура и свойства железоуглеродистых сплавов после кристаллизации и термической обработки [3–10].

Методы обработки и оборудование для ЭГИО подробно описаны в работе [10]. Однако данные по эффективности способа ЭГИО применительно к сплавам на основе системы Fe–C, используемых в заготовительных производствах, разобщены в многочисленных научных публикациях, что затрудняет выбор конкретных технологических приемов ЭГИО производителями отливок, слитков и заготовок. *Целью работы* является устранение этой проблемы и описание эффективности действия ЭГИО на расплавы системы Fe–C.

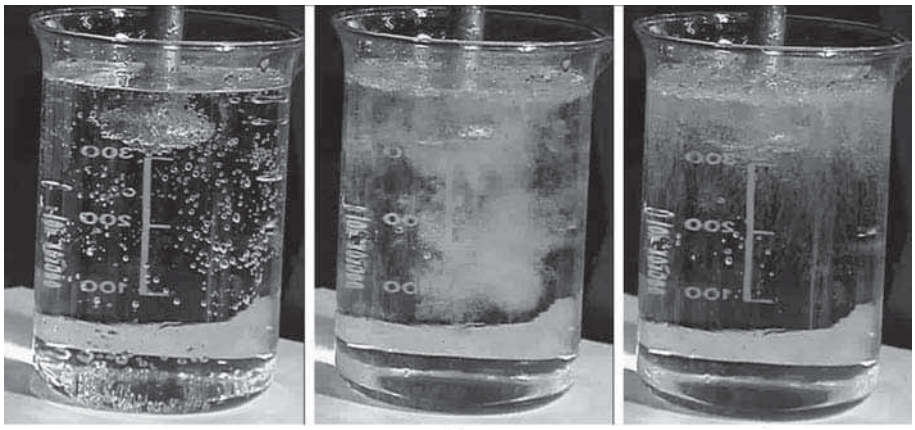
В настоящей статье представлены обобщающие результаты по ЭГИО жидкого металла и новые данные, которые получены Институтом импульсных процессов и технологий НАН Украины в промышленных и лабораторных условиях.

Результаты ЭГИО расплава на предзаливочной стадии и их обсуждение

1. Рафинирование от газов. Механизм дегазации при ЭГИО жидкости волноводом можно описать, анализируя результаты модельных исследований (рис. 1). В исходном состоянии (см. рис. 1, *а*) в модельной жидкости видны пузырьки избыточного газа. После посылки единичного импульса в жидкость (см. рис. 1, *б*) пузырьки газа измельчаются, наблюдается развитое кавитационное облако.

После 60 импульсов (см. рис. 1, *в*) объем жидкости в нижней части обрабатываемой емкости свободен от газовых пузырей. Происходит выделение растворенного газа и образование новых пузырьков в верхней части обрабатываемой модельной жидкости. Видны характерные дорожки удаляемого к поверхности раздела газа.

Результаты моделирования подтверждаются данными лабораторных экспериментов по рафинированию ферросилидов (сплавы системы Fe–Si–C) и белых износостойких чугунов (сплавы системы



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Моделирование процесса дегазации при ЭГИО:
а – до ЭГИО; *б* – суммарное число импульсов $n = 1$; *в* – $n = 60$

2. Рафинирование ферросилидов и белых износостойких чугунов от водорода

Марка сплава	Место отбора пробы из расплава	Содержание диффузионно-подвижного водорода, $см^3/100$ г
Рафинирование ферросилидов		
ЧС15Д4ФЧЕ	Печь индукционная	19,7
	Ковш 30 кг:	
	до ЭГИО	8,5
	после ЭГИО	3,5
ЧС15Д10ФЧЕ	Ковш 30 кг:	
	до ЭГИО	4,6
	после ЭГИО	3,3
Рафинирование белых износостойких чугунов		
250Х25НТ	Ковш 30 кг:	
	до ЭГИО	4,4
	после ЭГИО	3,6
150Х15НТ	Ковш 30 кг:	
	до ЭГИО	6,5
	после ЭГИО	3,9

Fe–Cr–C) в разливочном ковше емкостью 30 кг. Данные газового анализа для ферросилидов и белых износостойких чугунов приведены в табл. 2.

Анализ полученных данных показал, что содержание диффузионно-подвижного водорода в опытном металле уменьшается от 18 до 51 %. Нижний порог значений находится на одном уровне (для данных условий эксперимента), а по результатам многолетних наблюдений – не опускается ниже 1 $см^3/100$ г. Общая тенденция – метод ЭГИО позволяет осуществить эффективную дегазацию расплава.

2. Рафинирование от неметаллических включений. Результаты эксплуатации установки УВ 10, используемой для ЭГИО расплава в разливочном ковше емкостью 9 т, показали, что количество неметаллических включений в сталях 25Л и 35ГЛ уменьшается в результате обработки более чем в 2,5 раза (табл. 3).

Это приводит к повышению характеристик прочности и вязкости полученных заготовок (табл. 4).

Подавление дендритной ликвации серы в опытных слитках из стали 5ХНМ приводит к замене межкристаллитных сульфидных прослоек, имеющих остроугольную форму в исходном металле, на неметаллические включения благоприятной шаровидной формы (установка УВ 4, ковш 25 т).

3. Рафинирование стали от неметаллических включений

Марка стали	Металл	Объемная доля неметаллических включений, %
25Л	Исходный	0,05
	Опытный	0,014
35ГЛ	Исходный	0,051
	Опытный	0,0176

4. Механические свойства обработанных сталей

Марка стали	Металл	Предел прочности, МПа	Ударная вязкость, $кДж/м^2$
25Л	Исходный	530	560
	Опытный	550	600
35ГЛ	Исходный	640	475
	Опытный	690	520

Загрязненность стали ШХ15 (установка УВ 3, ковш 10 т) неметаллическими включениями представлена гистограммами на рис. 2. Полученные результаты по снижению числа полей зрения, загрязненных включениями различного типа в опытном металле, свидетельствуют об эффективности ЭГИО.

При отливке заготовок баллера руля из стали 45 (мартеновская плавка, установка УВ 4, ковш 25 т) со-

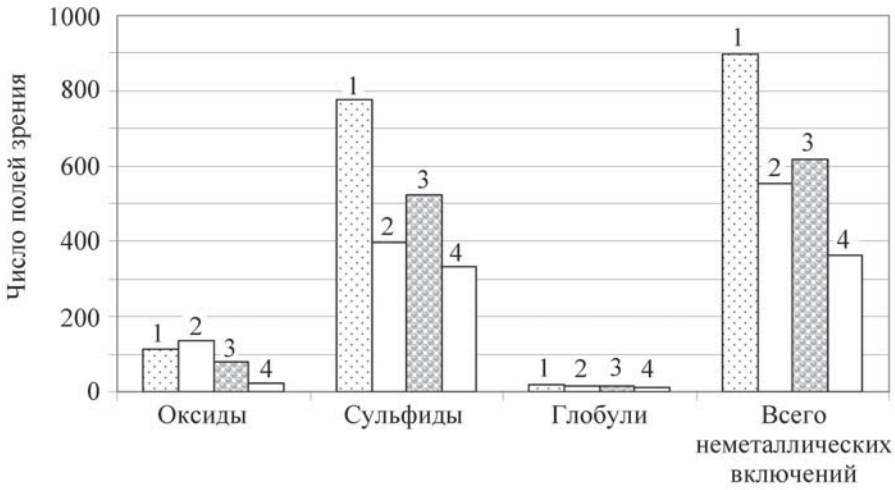


Рис. 2. Загрязненность стали ШХ15 неметаллическими включениями:
1 – исходный металл; 2–4 – опытный металл; 2 – n = 1600; 3 – n = 2000; 4 – n = 3000

держание серы после ЭГИО расплава уменьшилось от 0,025 до 0,022 %, а фосфора – от 0,023 до 0,016 %.

Прессование (осадка 2,5 раза) показало хорошую пластичность и деформируемость опытного металла. Предел прочности увеличился от 380 до 420 МПа, относительное удлинение – от 16 до 27 %, ударная вязкость возросла на 40 %. При отливке слитков штамповой стали 5ХНМ (установка УВ 4, ковш 25 т) достигнуто снижение содержания серы и фосфора от 0,035 до 0,025 %.

3. Модифицирование структуры

Белый чугун (лабораторная установка, ковш 30 кг). Химический состав, % мас.: 3,3 C; 1,8 Si ; 0,4 Mn; 0,1 P; 0,02 S. В результате ЭГИО размеры дендритов уменьшились в 2 раза (рис. 3). Число дендритов увеличилось от 770 шт/мм^3 в исходном металле до 3900 шт/мм^3 – в опытном.

Серый чугун. В промышленных условиях изучали эффективность ЭГИО расплава доменного передельного чугуна. Технологическая схема предусматривала последовательную обработку 75 т чугуна в 15-тонных ковшах на предразливочной стадии.

Достигнуто повышение эксплуатационной стойкости литых изложниц (отбраковка по причине "грубой сетки разгара") и продольных трещин в среднем на 16 % при исключительно низких удельных затратах на обработку (0,1 дол. США на 1 т).

Результаты исследований показали, что в структуре опытного металла в среднем в 1,8 раза уменьшается объемное содержание графитной составляющей и происходит измельчение графитных пластинок в 1,4 раза. Подвергнутый ЭГИО металл характеризуется существенной перлитизацией матрицы.

На рис. 3, *б* приведена микроструктура серого чугуна после переплава в индукционной печи и ЭГИО в ковше 30 кг.

Высокопрочный чугун. Электрогидроимпульсная обработка расплава высокопрочного чугуна (ковш 30 кг) в интервале температур 1400...1440 °С приводит к увеличению объемной доли графита в структуре отливок с толщиной стенок от 5 до 50 мм. Происходит это не вследствие увеличения размеров графитных включений, а в результате формирования дополнительного их количества размером 0,5...2 мкм. При этом сохраняется автономное действие графитизирующего модификатора, поскольку как исходный, так и опытный металл подвергался до или после ЭГИО ковшевому модифицированию. Имеет значение лишь порядок проведения действий. Исследования показали преимущество технологической цепочки "модифицирование + ЭГИО", которая благодаря равномерному распределению модификатора в объеме расплава способствует формированию большего количества шаровидных частиц в отливке. Микроструктуры высокопрочных чугунов ВЧ 50 и ВЧ 40 приведены на рис. 3, *в* и *г*.

Стальное литье. Выплавка стали 45 осуществлялась в индукционной печи ИСТ 006. Химический состав стали 45, % мас.: 0,45 C; 0,63 Mn; 0,20 Si; 0,023 P; 0,025 S; 0,18 Ni; 0,14 Cu. ЭГИО расплава осуществляли в течение 25 с с удельной энергией 2 кДж/(кг·с).

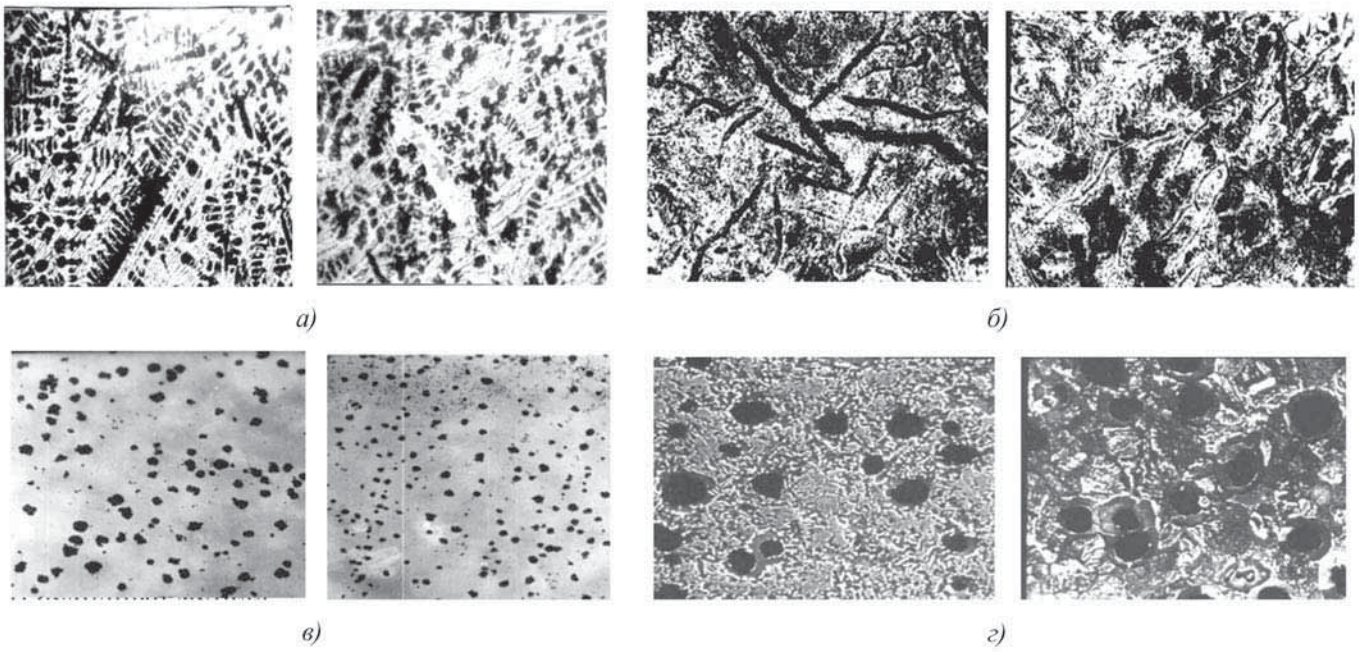


Рис. 3. Микроструктуры различных чугунов:
а – белый чугун, ×250; *б* – серый чугун, ×500; *в* – высокопрочный чугун ВЧ 50, ×100; *г* – ВЧ 40, ×400; слева – исходный металл; справа – опытный металл

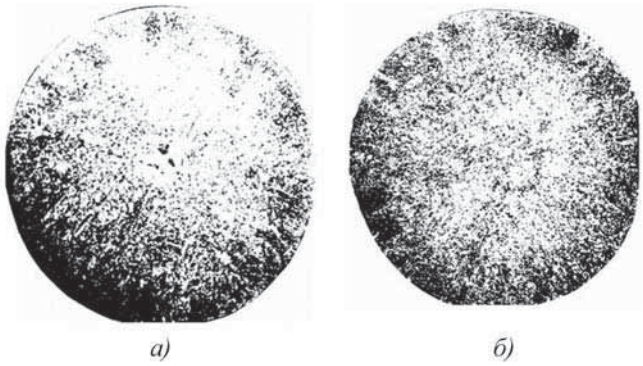


Рис. 4. Макроструктура стали 45:
а – исходный металл; *б* – опытный металл

В результате обработки получена модифицированная структура, приведенная на рис. 4, *б*.

ЭГИО расплава штамповой стали 5ХНМ осуществляли в 25-тонном ковше (мартеновская плавка, установка УВ 4). В результате получили модифицированную структуру: микрозерно уменьшилось от 1–2 балла до 6–8 балла. Дисперсность перлита увеличилась вследствие уменьшения межпластинчатого расстояния от 1,8 до 1,0 мм.

Сплавы трехкомпонентной системы Fe–Ni–C (например, ЧН6Г6Д3Ш) относятся к классу легированных чугунов с шаровидной формой графита. В сплавах данного класса может содержаться от 10 до 36 % Ni, а также Mn и Cu, которые обеспечивают структуру стабильного аустенита в матрице.

Эти чугуны применяют в промышленности в качестве жаростойких, коррозионно-стойких, износостойких сплавов, а благодаря своей немагнитности – в качестве электротехнических материалов.

Свойства данных чугунов обеспечиваются их микроструктурой: аустенитной матрицей и включениями шаровидного графита. Электрогидроимпульсная обработка осуществлялась от ЭРГУК с помощью погружаемого в расплав при 1450...1470 °С волновода.

Установлено, что в опытном металле происходит значительное измельчение всех структурных составляющих. После обработки расплава размеры аустенитных зерен и размеры эвтектических колоний уменьшаются практически в 2 раза. При этом в обработанном металле наблюдаются увеличение гидроабразивной стойкости (на 16 %) и понижение магнитной проницаемости (на 6 %), что традиционно достигается в результате дополнительного легирования Ni.

Эффект измельчения основных структурных составляющих высокоуглеродистых сплавов после ЭГИО расплава был использован при разработке технологии производства отливок из ферросилидов (система Fe–Si–C), легированных медью и модифицированных комплексными модификаторами (сплавы ЧС15Д4ФЧЕ, ЧС15Д10ФЧЕ).

Ферросилиды имеют структуру, состоящую из твердого раствора кремния в α-Fe и точечного графита. При высокой коррозионной стойкости они имеют низкие прочностные и литейные свойства (склонны к газонасыщению и росту, имеют большую усадку). Повышенная химическая стойкость железокремнистых сплавов объясняется образованием прочной самовосстанавливаемой защитной пленки двуоксида кремния при действии кислот (азотной и серной) на поверхность детали (Воробьева В.А. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств. М.: Химия, 1975. 816 с.).

Наиболее простым методом, позволяющим улучшать негативные свойства описываемых сплавов, является легирование медью (в печи) и комплексное модифицирование (в ковше). Добавки меди способствуют повышению литейных свойств, пластических и прочностных характеристик, обрабатываемости резанием отливок из медистого ферросилида.

Отрицательный эффект (снижение коррозионной стойкости, повышение длины пластинчатого графита) частично устраняется при комплексном легировании (иттрий, ванадий) и модифицировании [11]. Одним из основных факторов, объясняющих положительные изменения свойств, является уменьшение размеров и относительного количества (объемной доли) графита.

Исследователи М. Окамота, Т. Фудзи, К. Мадзима (Некоторые исследования, касающиеся улучшения качества высококремнистого чугуна. Имоно, 1959. Т. 31. № 7. С. 637–645.) отмечают необходимость выполнения операций дегазации и рафинирования для обеспечения физической гомогенности структуры, уменьшения количества центров локального коррозионного разрушения (неметаллических включений), что и достигается в результате ЭГИО.

После ЭГИО расплава ферросилида средний размер феррита уменьшился от 29 до 18 мкм, а средний размер эвтектики – от 26 до 15 мкм, $\sigma_и$ увеличивается от 540 до 680 МПа (7 % Cu) и от 690 до 840 МПа (10 % Cu). Показатель скорости коррозии уменьшается от 0,32 (исходный металл) до 0,14 г/(м^2·ч) (опытный металл с 7 % Cu), а проницаемость – от 0,41 до 0,17 мм/год.

Сплав 250Х25НТ и сталь Х12 относятся к трехкомпонентной системе Fe–Cr–C, которая является базовой при изготовлении большой гаммы износостойких, жаропрочных и жаростойких материалов.

Большой спрос на качественные отливки из сплавов данного типа объясняется необходимостью повышения стойкости деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания. Их специфические свойства обусловлены наличием карбидной фазы, а именно: количеством и морфологией первичных и эвтектических карбидов, формирующихся в процессе кристаллизации.

В зависимости от содержания основного легирующего элемента хрома в износостойких сплавах могут образовываться карбиды различного стехиометрического состава: $(Fe, Cr)_3C$, $(Fe, Cr)_7C_3$, $(Fe, Cr)_{23}C_6$. При

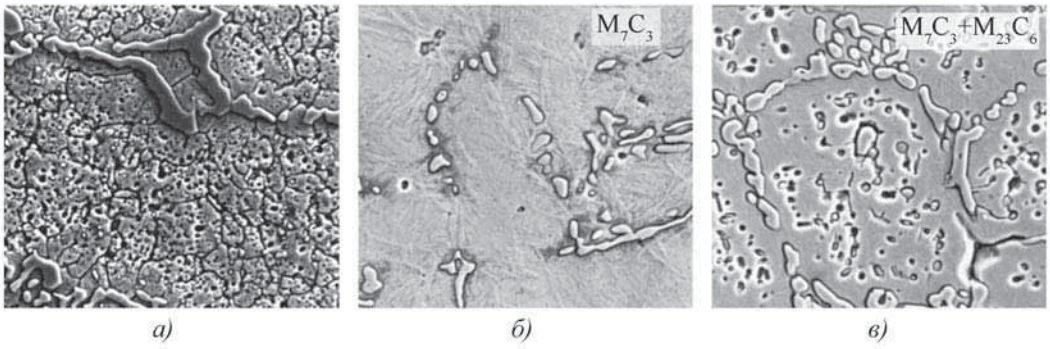


Рис. 5. Микроструктура сплава Z180C13 (×1000): *а* – поставка Франции; *б* – переплав в Украине; *в* – после ЭГИО расплава

этом максимальной износостойкостью обладают высокохромистые сплавы. Их структура состоит из разветвленной аустенитно-карбидной эвтектики с диспергированной карбидной фазой типа M_7C_3 и $M_{23}C_6$ [12].

Для улучшения структуры и свойств матрицы, а также для образования легированных карбидов в состав износостойких высокохромистых сплавов дополнительно могут вводиться Mn, Si, Ni, Ti и др. Для обеспечения высоких износостойких свойств сплавов 250Х25НТ и Х12 необходимо получить в их микроструктуре наибольшее количество равномерно распределенных мелких карбидов высокой твердости. Участки матрицы должны быть минимальными, чтобы предотвратить их избирательный износ абразивом.

Из практики литейного производства следует, что металлической матрицей износостойких сплавов можно управлять легированием и термической обработкой. Карбидная фаза практически полностью предопределяется процессом кристаллизации и условиями подготовки к ней.

Исследования по ЭГИО износостойких сплавов показали возможность измельчения структурных составляющих в отливках сплавов 250Х25НТ и Х12. Отливка опытных образцов в песчаную форму и последующий микрорентгеноспектральный анализ стали Х12 позволили установить, что в обработанном при 1550 °С металле наблюдается ярко выраженный максимум растворимости хрома в карбидах, что является одним из условий обеспечения высокой износостойкости сплава.

Последующая термическая обработка (отжиг при 600...1050 °С в течение 2 ч и нормализация) этих образцов и замеры твердости полностью подтвердили повышенные свойства опытного металла. На основе эффекта структурного измельчения и изменения морфологии карбидов в сплаве 250Х25НТ значительно увеличивается твердость сплава от 30 (исходный металл) до 50 HRC (опытный металл).

Структурные изменения опытного металла различных высокохромистых сплавов приведены на рис. 5–7. Сплав Z180C13 французского производства (см. рис. 5, *а*) использовали в качестве шихты при проведении опытных плавок. Его структура характеризуется наличием первичных карбидов типа M_7C_3 и вторичных мелкодисперсных упрочняющих карбидов типа $M_{23}C_6$. После переплава и термической обработки (см. рис. 5, *б*) получена структура с первичными карбидами, упрочненная по мартенситному механизму. После ЭГИО и термической обработки (см. рис. 5, *в*) механизм упрочнения изменился. В структуре опытного металла, как и в структуре шихты, сформировались мелкодисперсные вторичные карбиды.

На рис. 6 приведена микроструктура образцов стали Х12, полученных закалкой из расплава непосредственно до и после ЭГИО.

Обработка сплава 250Х25НТ также показала эффект измельчения литой структуры (см. рис. 7, *а*, *б*) как карбидной фазы, так и матричного зерна. Матричная фаза исходного металла в литом состоянии – твердый раствор на основе α-Fe, а в опытном металле – твердый раствор на основе γ-Fe. В результате термообработки такого металла получена структура, близкая по морфологии структуре шихтовой заготовки из сплава Z180C13 (см. рис. 5, *а*), что и позволило существенно повысить износостойкость деталей насосов, работающих в экстремальных условиях.

Исследования на большой группе сплавов различных систем: Fe–C, Fe–Cr–C, Fe–Ni–C, Fe–Si–C показали возможность модифицирования структуры за счет обработки расплава импульсным акустическим полем давления. При этом структурные изменения наблюдаются не только в литье, но и после термообработки в результате изменения кинетики протекающих при высоких температурах и длительных выдержках процессов. Полученные результаты на данном этапе

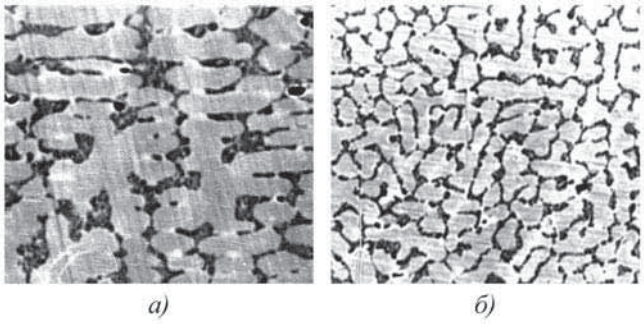


Рис. 6. Микроструктура стали Х12, *T* = 1550 °С (×1000): *а* – исходный металл; *б* – опытный металл

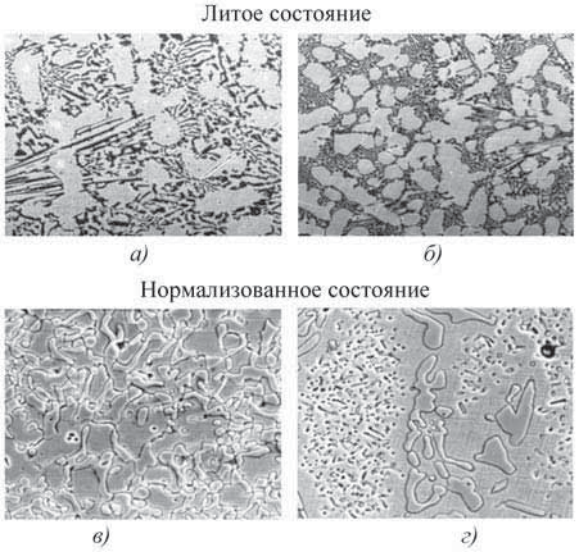


Рис. 7. Микроструктура сплава 250Х25НТ:
а, *б* – ×400; *в*, *г* – износостойкость 2000 и 5000 ч соответственно, ×1000; слева – исходный металл; справа – опытный металл

можно успешно применять в промышленности для повышения уровня прочностных, эксплуатационных и служебных характеристик металлов и сплавов.

4. Легирование. Исследования по электрогидроимпульсной обработке износостойких сплавов показали возможность дополнительного легирования карбидов хромом в отливках из сплавов 250Х25НТ и Х12.

Микрорентгеноспектральный анализ состава фаз показал, что в результате ЭГИО изменяется концентрация хрома в карбидах типа M_7C_3 образцов в литом состоянии. Известно, что хром имеет неограниченную растворимость в α-Fe и ограниченную (максимально 12 %) – в γ-Fe. Насыщение аустенита хромом до предельного уровня ведет к тому, что начинает расти его концентрация в карбидной фазе.

Так, в опытном металле в результате нагрева и выдержки при термообработке содержание хрома в матричной фазе снижается, что объясняется выделением вторичных мелкодисперсных карбидов $M_{23}C_6$. Анализ состава первичных карбидов типа M_7C_3 в сплаве 250Х25НТ свидетельствует о том, что при термообработке исходного металла концентрация хрома в карбидах снижается, а для опытного металла – увеличивается.

Полученные на немагнитных чугунах результаты подтверждают, что, используя метод ЭГИО расплава, можно управлять структурой сплавов различной степени легированности. Результат воздействия проявляется в виде измельчения структурных составляющих и повышения специальных свойств сплавов на основе системы Fe–Ni–C.

При комплексировании процесса легирования (6 и 9 % Ni) и ЭГИО расплава в литом металле можно получить неаддитивный результат. В частности, при увеличении в исходном металле содержания Ni от 6 до 9 % коэффициент гидроабразивной стойкости уменьшается на 10 %. Вместе с тем ЭГИО расплава с содержанием 9 % Ni приводит к увеличению этого показателя на 15 %.

5. Регулирование температуры расплава. Изменение условий кристаллизации (в первую очередь температурных) слитков массой 7,9 т из легированной конструкционной стали 40Х после ЭГИО расплава в 25-тонном ковше (установка УВ 4) позволило снизить количество и протяженность поверхностных трещин в заготовках гильз гидроцилиндров и повысить деформируемость металла.

6. Усреднение химического состава. При ЭГИО расплава в объеме расплава проявляются следующие воздействия:

1) генерация периодических изменений давления в объеме жидкости под волноводом;

2) вихревые потоки с высокой скоростью циркуляции, возбуждающие интенсивное турбулентное движение во всем объеме жидкости, обеспечивая измельчение твердых нерастворимых включений и частичное их удаление с пузырьками газа;

3) изменение структуры расплава и его активное перемешивание по всему объему.

Влияние ЭГИО расплава на процессы, протекающие при термической обработке, изучали на образцах со структурой белого чугуна. Эти образцы подвергали графитизирующему отжигу и определяли изменение количества центров графитизации с увеличением времени отжига. В частности, ускоряется распад цементита и увеличивается количество графита.

Максимальное число центров графитизации формируется в опытном металле после 10 мин отжига (5100 шт/мм^3), а в исходном – после 20 мин (3400 шт/мм^3). Во всем исследованном интервале длительности отжига (от 10 до 160 мин) число центров графитизации в опытном металле существенно больше, чем в исходном. Таким образом, ЭГИО интенсифицирует процесс графитизации.

Полученный результат можно объяснить данными о дендритной ликвации элементов. Снижение ликвации C и Si, а следовательно, и увеличение химической однородности опытного металла приводят к повышению углеродного эквивалента в микрообъемах, что облегчает зарождение центров графитизации и увеличивает количество таких центров [4]. Опишем механизм процессов, приводящий к таким изменениям.

По аналогии с обработкой расплава ультразвуком можно ожидать, что при ЭГИО микропотоки, возникающие в пограничном слое, уменьшают его толщину, ускоряют процессы тепломассообмена. Более масштабные потоки вызывают перемешивание расплава и приводят к его гомогенизации.

Второй важной функцией ЭГИО является генерирование акустической кавитации, когда в локальных зонах расплава образуются разрывы жидкости, прежде всего, на кавитационных зародышах. При схлопывании кави-

5. Сравнительная эффективность электротехнологических способов внеагрегатной обработки чугуна и стали

Решаемая задача	Сплав	Электротехнологические способы	
		Электро-токовые*	ЭГИО**
Рафинирование от газов	Чугун	↓	↑
	Сталь	↓	↑
Рафинирование от неметаллических включений	Чугун	–	↓
	Сталь	–	↑
Модифицирование структуры	Чугун	↓	↑
	Сталь	↓	↑
Легирование	Чугун	–	↓
	Сталь	–	↑
Регулирование температуры расплава	Чугун	↑	↑
	Сталь	↑	↑
Усреднение химического состава	Чугун	↑	↑
	Сталь	↑	↑

*По данным [2].

**По данным авторов статьи.

Примечание: ↑ – сильная степень влияния; ↓ – слабая степень влияния; – – влияние отсутствует.

тационных пузырьков возникают давления, сопоставимые с порядком плотности энергии связи атомов в расплаве. Это приводит к повышению топологического беспорядка в жидком металле, уменьшению координационного числа [13, 14], повышению энтропии системы. Важным результатом такого воздействия является эффект искусственного переохлаждения локальных зон расплава и, следовательно, эффект образования дополнительных центров кристаллизации.

Установили, что в опытном металле (сталь 20) содержание серы уменьшилось на 22 % (после 4 мин ЭГИО), а содержание фосфора – на 11 %.

Для выявления скоплений крупных сульфидов применяли метод Баумана (ГОСТ 10243–75). По темным участкам сернистого серебра, образующегося в результате химических реакций, определяли форму и характер распределения сульфидов в исходном и опытном металле. Применяли компьютерный метод оценки по схеме "микроскоп – цифровая камера – компьютер".

В литом металле площадь, занятая крупными включениями, уменьшилась в 1,5 раза по сравнению с исходным металлом. В термообработанном (нормализация при 880 °С, 0,5...3 ч, охлаждение на воздухе) металле площадь, занятая крупными включениями, уменьшается при изменении времени нормализации. Уменьшение достигает 43 % при нормализации 0,5 ч и 48 % – при нормализации 3 ч по сравнению с исходным металлом.

На основании приведенных в табл. 1 результатов и полученных в настоящих исследованиях данных была выполнена сравнительная оценка эффективности способа ЭГИО (табл. 5).

Таким образом, на примере способа ЭГИО расплава показаны возможности расширения технологических возможностей электротехнологических способов внеагрегатной обработки расплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Грабовий В.М.** Наукові і технологічні основи електрогідроімпульсної дії на структуру і властивості виливків із сплавів на основі заліза і алюмінію: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: спец. 05.16.04 "Ливарне виробництво". К., 2007. 42 с.
2. **Найдек В.Л.** Процессы внеагрегатной обработки металлических расплавов массового назначения // Современное материаловедение XXI века / под ред. И.К. Походни и др. К.: Наукова думка, 1998. С. 133–154.
3. **Грабовый В.М.** Выбор технологии электрогидроимпульсной подготовки расплава к заливке // Металлургия машиностроения. 2009. № 1. С. 29–34.
4. **Волков Г.В., Грабовый В.М., Синчук А.В.** Обработка чугуна концентрированными потоками энергии // Литейное производство. 1998. № 1. С. 12–14.
5. **Волков Г.В.** Модифікуючий ефект ЕГІО розплаву. Повідомлення 2. Спеціальні сплави систем Fe–Cr–C, Fe–Ni–C, Fe–Si–C // МОМ. 2003. № 3. С. 48–55.
6. **Цуркін В.М., Волков Г.В., Сінчук А.В.** Вплив електрогідроімпульсної обробки розплаву на елементи різних структурних рівнів в металі // МОМ. 2004. № 4. С. 10–14.
7. **Цуркин В.Н., Грабовый В.М., Синчук А.В., Федченко Н.А.** Электрогидроимпульсная обработка судостроительных сталей 25Л и 08ГДНФЛ: мат. Междунар. науч.-техн. конф. "Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства": сб. докл. Севастополь, УМИ, 2008. С. 92–99.
8. **Волков Г.В., Синчук А.В.** Получение немагнитных чугунов с использованием акустической обработки // Металлургия машиностроения. 2003. № 2. С. 4–6.
9. **Гулый Г.А.** Научные основы разрядноимпульсных технологий. Киев: Наукова думка, 1990. 208 с.
10. **Грабовый В.М., Дегтев Ю.Н.** Технология электрогидроимпульсной обработки металлов и сплавов // Процессы литья. 2010. № 3. С. 30–35.
11. **The effect** of oxidation-induced surface transformations on the anodio polarization characteristics of Fe–Mn–Si alloys / Oh T.M. Monailan M.T. "Corrosion" (USA). 1987. 43. № 9. P. 561–563.
12. **Цыпин И.И.** Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Металлургия, 1983. 174 с.
13. **Ершов Г.С., Позняк Г.С.** Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. Киев: Наукова думка, 1993. 281 с.
14. **Бутаков Б.И.** Основные принципы технологии импульсного и малоскоростного механического воздействия на структуру и свойства металлов и сплавов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Киев, 1993. 52 с.

Валерий Михайлович Грабовый, д-р техн. наук,
iipt@iipt.com.ua;
Геннадий Васильевич Волков, канд. техн. наук;
Владимир Николаевич Цуркин,
канд. физ.-мат. наук

УДК 621.791

А.М. Дриц, В.В. Овчинников

Свариваемость и свойства соединений высокопрочных сплавов системы Al–Cu–Li–Mg, легированных серебром, скандием и цирконием

Изучены особенности структуры сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Li–Mg, полученных аргонодуговой сваркой, лазерной сваркой и сваркой трением с перемешиванием. Приведены результаты исследования механических свойств соединений.

Special features of the welded joints structure of system Al–Cu–Li–Mg aluminum alloys obtained by argon-arc welding, laser welding and friction welding with the mixing are studied. The results of investigating the mechanical properties of connections are given.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; алюминиево-литиевые сплавы; аргонодуговая сварка; лазерная сварка; сварка трением; механические свойства; структура сварных соединений.

Keywords: aluminum alloys; aluminum-lithium alloys; argon-arc welding; laser welding; friction welding; mechanical properties; structure of welded joints.

Введение. На протяжении нескольких десятилетий как за рубежом, так и в России ведутся исследования, направленные на разработку алюминиевых сплавов, легированных литием.

В начале 1970-х гг. в России из сверхлегкого алюминиево-литиевого сплава 1420 впервые были изготовлены на клепке фюзеляжи палубных самолетов вертикального взлета ЯК-36 и ЯК-38, что снизило массу конструкции до 10 %. Еще больший выигрыш в массе 24 % дало применение сплава 1420 при изготовлении впервые в мире сварного фюзеляжа истребителя МиГ-29М.

В последние годы в мировой авиакосмической промышленности начат решительный переход на алюминиево-литиевые сплавы. В начале 1990-х гг. российская фирма "Энергия" по заказу американского концерна "Макдональд-Дуглас" построила несколько сварных баков для жидкого кислорода диаметром 4,5 м, применив взамен сплава 2219 разработанный ВИАМ алюминиево-литиевый сплав 1460. Это обеспечило снижение массы бака на 37 %.

Баки были использованы в американской многоразовой ракете "Дельта", предназначенной для вывода спутников связи на низкую орбиту. Они успешно прошли испытания при комнатной температуре и в среде жидкого азота в России и США, а также летные испытания в США.

Снижение более чем на 11 % массы стрингеров, играющих роль элементов жесткости в конструкции гигантского расходуемого подвесного топливного бака третьего поколения для космического корабля Space Shuttle фирмы Dynamic Metal Forming Inc (США), было получено благодаря применению гнутых профилей из листов алюминиево-литиевого сплава 2090 вместо сплава 2024.

В настоящее время за рубежом и в России разрабатываются алюминиево-литиевые сплавы нового поколения, дополнительно легированные серебром, скандием и другими микродобавками. Сплав 2195, содержащий серебро, применяется для изготовления топливных баков ТКА, обеспечивая около 13 % снижения массы по сравнению с ранее применявшимся сплавом 2219. Также имеются предположительные сведения об использовании сплавов 2096, 2097, 2099 в конструкции военных и транспортных самолетов вместо сплава 2124.

Для изготовления сварных конструкций из сплавов на основе системы Al–Cu–Li–Mg наибольшее распространение получила ручная и автоматическая аргонодуговая [1], контактная и электронно-лучевая сварка [2]. Имеются сообщения о перспективности и успешном применении в лабораторных и промышленных условиях для сварки конструкций из алюминиево-литиевых сплавов лазерной сварки и сварки трением с перемешиванием (фрикционная сварка) [3–5].

Цель исследований – изучение свариваемости листов из высокопрочных конструкционных сплавов, разработанных на основе системы Al–Cu–Li–Mg, легированных Ag, Zr и Sc при лазерной и фрикционной сварке с перемешиванием в сравнении с аналогичными показателями при аргонодуговой сварке.

Материалы и методы исследований. Исследования проводили на образцах размером 100×300 мм из листов толщиной 3,0 мм двух сплавов в полностью термообработанном состоянии: закалка + искусственное старение. Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1.

Непосредственно перед сваркой торцевую поверхность свариваемых кромок, а также лицевую поверхность и поверхность со стороны проплава на расстоянии 5...10 мм от кромки зачищали шабером до металлического блеска. Указанный метод подготовки поверхности позволяет избежать дефектов при сварке и

1. Химический состав исследуемых сплавов

Номер сплава	Содержание легирующих элементов, %								
	Al	Cu	Li	Zr	Ag	Zn	Mg	Sc	Mn
1	Основа	4,2	1,1	0,13	0,45	0,20	0,50	0,12	–
2		2,75	1,72	0,10	–	0,46	0,26	0,05	0,36

в первую очередь пористости. После сварки образцов сварные соединения подвергали рентгеновскому контролю.

Для сварки образцов использовали автоматическую аргонодуговую сварку вращающимся электродом с подачей присадочной проволоки. Схема данного процесса сварки показана на рис. 1.

Режим сварки выбирали из условия полного проплавления стыка и формирования шва с выпуклостью с лицевой стороны 0,3...0,6 мм и проплава с корневой стороны 1,2...1,5 мм. Оптимальный режим сварки обеспечивает формирование шва шириной 10...12 мм при ширине проплава 3,5...4,5 мм для толщины свариваемых листов 3 мм.

Для сварки применяли источник питания переменного тока марки ИСВУ-315. Защиту металла сварочной ванны можно осуществлять аргоном или смесью аргона с гелием (объемное содержание гелия 25...70 %). При сварке использовали присадочную проволоку Св1217 диаметром 2 мм.

Схема процесса лазерной сварки с присадочной проволокой приведена на рис. 2.

В качестве источника нагрева применяли излучение полупроводникового лазера "Spectra Physics" с максимальной мощностью излучения 10 кВт. При лазерной сварке с присадочной проволокой мощность излучения увеличивали на 10...12 % по сравнению с мощностью излучения в варианте сварки без присадки.

Для ротационной сварки с перемешиванием использовали вертикальный фрезерный станок, который оснащен системой поддержания постоянства силы прижатия инструмента к обрабатываемой поверхности детали.

Схема ротационной сварки исследуемых сплавов представлена на рис. 3. Основными параметрами про-

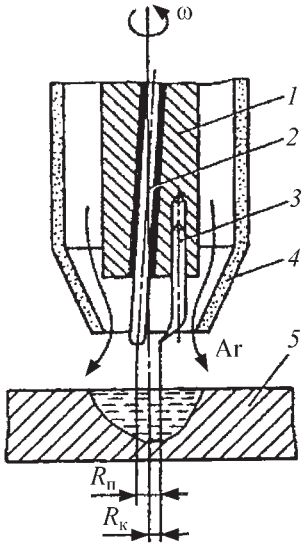


Рис. 1. Схема процесса автоматической аргонодуговой сварки вращающимся электродом:
1 – электрододержатель; *2* – присадочная проволока; *3* – вольфрамовый электрод; *4* – сопло; *5* – свариваемый образец; $R_п$ – радиус вращения проволоки; $R_к$ – радиус вращения рабочего конца электрода; ω – угловая скорость вращения электрода и проволоки

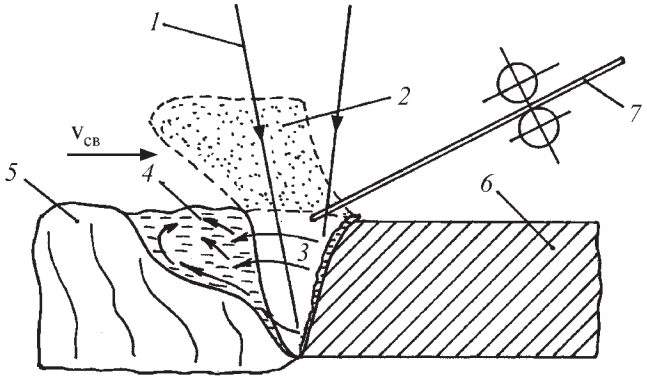


Рис. 2. Схема процесса лазерной сварки с подачей присадочной проволоки:
1 – лазерный луч; *2* – линза; *3* – сварочная ванна; *4* – присадочная проволока; *5* – механизм подачи проволоки; *6* – металл шва

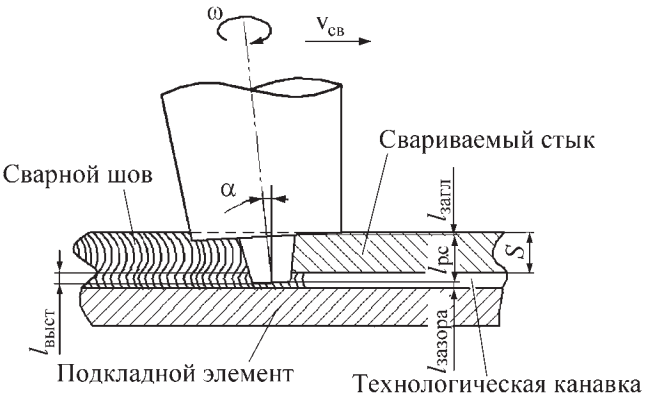


Рис. 3. Схема процесса ротационной сварки с перемешиванием:
$l_{р.с}$ – высота рабочего стержня инструмента; $l_{загл}$ – заглубление заплечика инструмента в свариваемый образец; $l_{зазора}$ – зазор между свариваемыми образцами и подкладкой; $l_{выст}$ – выступание рабочего стержня инструмента за нижнюю поверхность свариваемого образца

Рис. 4. Инструмент для ротационной сварки исследуемых материалов

цесса являются: размеры и профиль рабочего инструмента, скорость сварки $v_{св}$ и угловая скорость вращения ω инструмента, угол наклона инструмента α, величина заглубления инструмента.

При сварке использовали инструмент, показанный на рис. 4. Инструмент выполнен с заплечиком диаметром 16 мм и стержнем диаметром 4 мм с винтовой канавкой на поверхности глубиной 0,3...0,4 мм.

Механические свойства сварных соединений определяли в соответствии с ГОСТ 6996–66. Для испытаний сварных соединений на статический изгиб применяли образцы размерами 100×15×3 мм со снятыми усилением и проплавом шва.

Влияние режима и способа сварки на коэффициент трещинообразования при сварке плавлением исследовали на образцах типа "рыбий скелет" (проба Хоулдкрофта) размерами 130×90×3 мм. Коэффициент трещинообразования определяли по формуле

$$K_{тр} = L_{тр} / L,$$

где $L_{тр}$ – длина трещины, мм; L – длина рабочей части образца, мм.

Полученные результаты и их обсуждение

Результаты исследований аргонодуговой сварки. Стойкость против образования горячих трещин при сварке исследуемых сплавов исследовали в двух вариантах – при сварке без присадочной проволоки и при сварке с присадкой.

Эксперименты показали, что при сварке без присадочной проволоки на обоих сплавах трещины образуются по оси шва. Для сплава № 1 коэффициент трещинообразования при сварке без присадки изменяется в диапазоне 48...60 %, в то время как $K_{тр}$ для сплава № 2 существенно выше – 65...82 %.

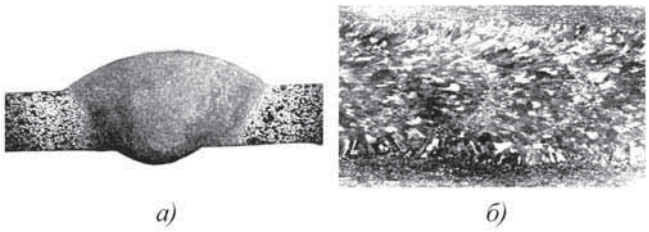


Рис. 5. Макроструктура сварного шва сплава № 1 в поперечном сечении (*а*) и в плане (*б*). ×5

Использование при аргонодуговой сварке присадочной проволоки Св1217 позволяет существенно снизить значения $K_{тр}$. Так, для сплава № 1 коэффициент трещинообразования в этом случае составит 1...4 %, а для сплава № 2 – 3...7 %.

Результаты механических испытаний сварных соединений исследуемых сплавов представлены в табл. 2.

По результатам механических испытаний сварных образцов получили, что при дуговой сварке коэффициент разупрочнения находится на уровне 0,6...0,65.

Эксперименты по сварке образцов показали, что листы исследуемых сплавов возможно сваривать за один проход без применения специальной разделки свариваемых кромок. Для защиты проплава в формирующую подкладку необходимо подавать аргон с расходом 4...4,5 л/мин.

Исследования макроструктуры показали, что в сварных соединениях отсутствуют внутренние дефекты в виде пор и трещин (рис. 5, *а*), а структура шва в плане имеет довольно мелкозернистое строение без формирования центрального кристаллита (рис. 5, *б*).

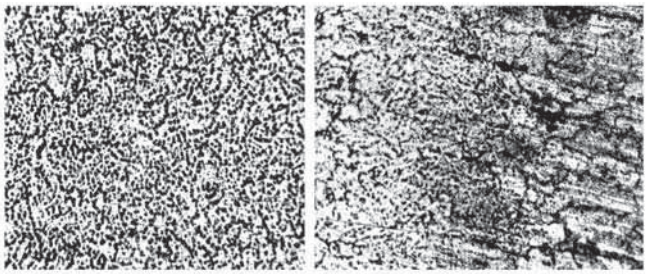
Исследования микроструктуры шва и металла зоны сплавления (зоны термического влияния) показали, что металл шва имеет характерное литое строение (рис. 6, *а*). В высокотемпературной области зоны термического влияния (зоне сплавления) отмечается наличие оплавленных зерен (рис. 6, *б*).

Результаты исследования лазерной сварки. Для получения сварных соединений применяли пластины шириной 100 мм и длиной 300 мм. Сварку выпол-

2. Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов, полученных автоматической аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой Св1217

Номер сплава	Предел прочности $\sigma_в$, МПа		Угол изгиба, °	Ударная вязкость *KC*U, кДж/м^2	
	Сварное соединение	Металл шва		Металл шва	Зона сплавления
1	330…358 / 340	240…275 / 260	28…50 / 44	125…148 / 136	80…117 / 98
2	335…360 / 345	230…265 / 250	33…60 / 45	140…168 / 155	70…127 / 108

*В числителе приведены минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее значение.



а) *б)*

Рис. 6. Микроструктура шва (*а*) и зоны сплавления (*б*) сварного соединения сплава № 1. ×150

няли в направлении поперек направлению прокатки листов.

Торцы свариваемых кромок обрабатывали механически на фрезерном станке. После фрезерования свариваемых кромок образцы подвергали размерному химическому травлению с удалением поверхностного слоя на глубину 0,05...0,08 мм с каждой стороны образца.

Непосредственно перед сваркой торцевую поверхность свариваемых кромок, а также лицевую поверхность и поверхность со стороны проплава на расстоянии 5...10 мм от кромки зачищали шабером до металлического блеска.

Исходя из условий максимального проплавления и качества шва, наибольший эффект при газовой защите металла сварочной ванны при лазерной сварке достигается при использовании в качестве защитного газа гелия. Корневую часть соединения защищали аргоном, подаваемым в формирующую подкладку. Защита шва с двух сторон является обязательным условием лазерной сварки алюминиевых сплавов. Расход гелия составлял 7...8 л/мин, а аргона – 2...3 л/мин.

При лазерной сварке с присадочной проволокой мощность излучения увеличивали на 10...12 % по сравнению с мощностью излучения в варианте сварки без присадки.

Определение коэффициента трещинообразования при лазерной сварке исследуемого сплава осуществляли в двух вариантах: без присадочной проволоки и с присадочными проволоками.

Лазерную сварку осуществляли со скоростью 60 м/ч при защите сварочной ванны с лицевой стороны гелием и со стороны проплава аргоном с расходом 2 л/мин.

Эксперименты показали, что в случае лазерной сварки без присадочной проволоки обоих исследуемых сплавов наблюдается образование трещины по оси шва. В результате обработки полученных данных установлено, что при сварке без присадочной проволоки коэффициент трещинообразования составляет: для сплава № 1 – 68,2 %; для сплава № 2 – 77,9 %.

Применение присадочной проволоки позволило полностью устранить образование трещин.

Варьирование скоростью сварки при соответствующем изменении мощности излучения позволило выявить факт снижения коэффициента трещинообразования с ростом скорости сварки, а при скорости сварки более 3 м/мин образование трещины по оси шва полностью устраняется (табл. 3).

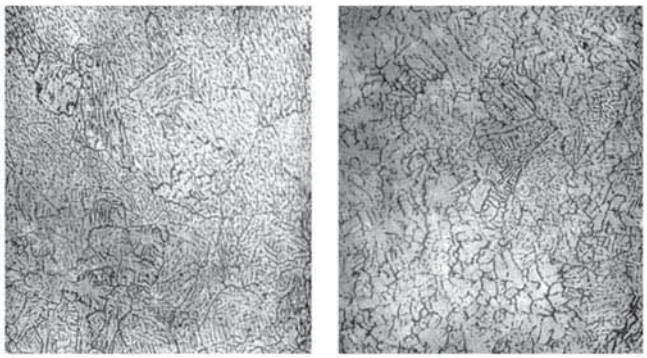
Применение оптимальных режимов лазерной сварки алюминиевых сплавов в диапазоне скоростей сварки 80...120 м/ч позволяет существенно снизить деформацию образцов. Для лазерной сварки характерно снижение поперечной усадки с увеличением скорости сварки: диапазон оптимальных скоростей сварки – 80...120 м/ч. Поперечная усадка для лазерной сварки в 5–6 раз меньше, чем при автоматической аргонодуговой сварке.

Металлографические исследования показали, что при увеличении скорости лазерной сварки от 1 до 4 м/мин наблюдается резкое различие в макроструктуре центральной части шва. Происходит переход от столбчатой структуры (рис. 7, *а*) при скорости сварки 1...1,6 м/мин к мелкой субдендритной структуре (рис. 7, *б*). Отличительной особенностью этой структуры является различие в травимости разных участков центральной зоны шва. Возможно, это связано с неоднородностью распределения легирующих элементов.

Сварные соединения исследуемых сплавов, полученные с присадочной проволокой Св1217, помимо

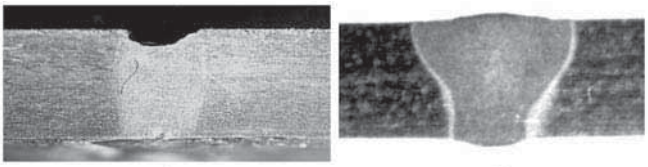
3. Коэффициент трещинообразования при лазерной сварке без присадки сплава № 2

Скорость сварки, м/мин	Ширина шва, мм		Длина трещины, мм	Базовая длина образца, мм	Коэффициент трещинообразования $K_{тр}$, %
	с лицевой стороны	со стороны проплава			
1	3,1	3,0	116	135	85,9
1,6	3,0	2,5	92		68,2
2	2,8	1,6	0		28,4
3	2,7	1,6	0		0
4	2,6	1,0	0		0
4,8	2,5	1,0	0		0



а) *б)*

Рис. 7. Структура центральной части шва при лазерной сварке исследуемого сплава со скоростью 1 (*а*) и 4 м/мин (*б*). ×100



а) *б)*

Рис. 8. Макроструктура сварного шва сплава № 2 при лазерной сварке без проволоки (*а*) и с присадочной проволокой Св1217 (*б*). ×6

предела прочности и угла изгиба были испытаны на предел текучести и прочность металла шва. Результаты испытаний приведены в табл. 4.

Сравнение полученных данных показало, что сварные соединения сплава № 2, выполненные с присадочной проволокой, имеют более высокие значения механических свойств по сравнению со сварными соединениями сплава № 1.

На рис. 8 представлена макроструктура сварных соединений исследуемого сплава при сварке без присадочной проволоки и с проволокой Св1217. Следует отметить, что применение при лазерной сварке присадочной проволоки позволяет получать соединения без прожога при зазоре в стыке 0,5...0,6 мм против 0,10...0,15 мм в случае сварки без присадки.

В рамках данных исследований было выявлено влияние скорости лазерной сварки на механические свойства сварных соединений. Лазерную сварку осуществляли без присадочной проволоки и с проволокой Св1217. Полученные результаты (средние данные испытаний 5 образцов) приведены в табл. 5.

5. Влияние скорости сварки с присадочной проволокой Св1217 и без присадочной проволоки на механические свойства сварных соединений сплава № 2

Скорость сварки, м/мин	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Угол изгиба, °
1	289*/347	15/26
2	318/348	23/28
3	350/362	22/31
4	305/368	10/20

*В числителе приведено значение при сварке без присадочной проволоки, а в знаменателе – при сварке с присадочной проволокой Св1217.

Из данных табл. 5 следует, что увеличение скорости сварки до 3 м/мин приводит к росту предела прочности соединений в исследованных вариантах. Дальнейшее увеличение скорости сварки до 4 м/мин приводит к снижению предела прочности сварных соединений, выполненных без присадки. При сварке с проволокой Св1217 прочность соединений даже несколько возрастает.

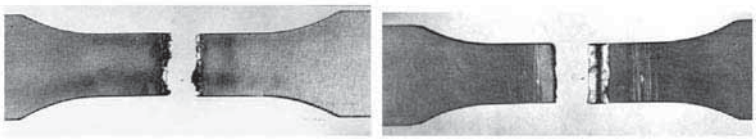
Для сварки без присадочной проволоки наблюдается рост угла изгиба до скорости сварки 3 м/мин, а при скорости 4 м/мин угол изгиба значительно снижается. Для случая сварки с присадочной проволокой Св1217 наблюдается такая же зависимость угла изгиба от скорости сварки, только она менее выражена.

Исследования механических свойств сварных соединений показали, что при скорости сварки 3 м/мин наблюдается лучшее сочетание прочности и угла изгиба. В зоне сплавления наблюдается присутствие дисперсоидов. При повышении скорости сварки свойства ухудшаются – прочность и угол изгиба снижаются. После лазерной сварки со скоростью 6...8 м/мин наблюдается образование в зоне сплавления полиэдров – кристаллов особой формы в виде "снежинок". Подобная структура образуется при сверхвысоких скоростях охлаждения при наличии центров кристаллизации, которыми могут являться дисперсоиды.

Практически на всех режимах не наблюдается структурных изменений в зоне термического влияния. Происходит резкий переход от структуры литой

4. Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов при лазерной сварке с проволокой Св1217

Номер сплава	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Угол изгиба, °	Предел прочности металла шва, МПа
1	315…322 / 319	290…299 / 294	45…52 / 49	265…290 / 277
2	342…353 / 347	315…326 / 320	42…48 / 45	282…299 / 287



а) *б)*

Рис. 9. Разрушение образцов сварных соединений сплава № 2 при испытании на прочность:
а – сварка с присадочной проволокой Св1217; *б* – без присадочной проволоки (×5)

зоны к структуре основного металла. Такой результат особенно важен для термоупрочняемых сплавов.

При испытаниях сварных соединений обоих исследуемых сплавов на прочность их разрушение происходило по зоне сплавления (рис. 9, *а*) при сварке с присадочной проволокой и по металлу шва (рис. 9, *б*) при сварке без присадочной проволоки.

Исследования позволили выявить специфическую особенность лазерной сварки – высокое значение предела текучести сварного соединения. Эта особенность может быть связана с существующей неоднородностью микроструктуры шва – от субдендритной в центре до дендритной в зоне сплавления.

На сплавах системы Al–Cu–Li–Mg упрочнение достигается либо пересыщением твердого раствора, либо дисперсионным твердением при образовании алюминидов. В данном случае реализуются оба эти условия, но в разных зонах сварного соединения. В центре происходит дисперсионное упрочнение с образованием мелких частиц Al_3Sc, Al_3Zr, а в зоне сплавления образуется пересыщенный твердый раствор циркония и скандия в алюминии. Образование такой структуры объясняется особенностями гидродинамических явлений в сварочной ванне при лазерной сварке.

Перенос металла в канале проплавления с передней стенки на заднюю, наличие конвективных потоков теплоты и высокая скорость охлаждения приводят при сварке исследуемого сплава к неравномерным условиям кристаллизации и получению равноосных кристаллических структур. Это положительно влияет на механические свойства сварных соединений.

Следует отметить, что при исследовании большого количества сечений сваренных пластин и по результатам рентгеновского контроля ни на одном режиме не обнаружены дефекты в виде расслоений материала и повышенной пористости.

Из приведенных выше результатов механических испытаний сварных соединений, выполненных на различных скоростях сварки, можно предположить, что изменение механических свойств связано с частичным выгоранием при лазерной сварке легирующих элементов, вызывающих упрочнение сплава – лития и магния. Результаты измерения содержания легирующих элементов в швах представлены в табл. 6.

Анализ данных табл. 6 показал, что при лазерной сварке без присадки, когда выгорание легирующих элементов наиболее интенсивное, ощутимых потерь меди, магния и цинка не происходит. Это, по-видимому, связано с установлением равновесия между сварочной ванной и плазменной фазой над ней по содержанию упомянутых элементов.

Учитывая малую ширину шва и зоны сплавления сварных соединений при лазерной сварке, снять картину их распределения методом лазерной спекл-интерферометрии не представляется возможным. Поэтому были определены остаточные напряжения в металле шва и в зоне сплавления на границе основного металла и металла шва. Результаты сведены в табл. 7.

Как следует из табл. 7, при сварке с присадочной проволокой остаточные напряжения в шве составляют 85 МПа. При сварке без присадочной проволоки напряжения в металле шва снижаются с увеличением скорости сварки. При этом рост скорости сварки приводит к незначительному увеличению остаточных напряжений в зоне сплавления. Остаточные напряжения в металле шва по знаку растягивающие.

Распределение микротвердости по сечению сварного соединения для сварки с присадочной проволокой Св1217, а также без присадочной проволоки приведено в табл. 8. Из представленных результатов видно, что увеличение доли присадочной проволоки Св1217 приводит к росту микротвердости металла шва.

Увеличение скорости сварки сопровождается в случае сварки без присадочной проволоки ростом твердости литого металла шва.

Результаты исследований фрикционной сварки с перемешиванием. Эксперименты показали, что при

6. Распределение легирующих элементов в металле шва сплава № 2

Присадочная проволока	Скорость сварки, м/мин	Содержание легирующих элементов, % мас.		
		Cu	Mg	Zn
Без присадочной проволоки	1,6	2,50	0,48	0,25
	4	2,55	0,55	0,39
Св1217	1,6	3,8	0,41	0,30

7. Остаточные напряжения при лазерной сварке сплава № 2

Присадочная проволока	Скорость сварки, м/мин	Остаточные напряжения, МПа	
		Шов	Зона сплавления
Без присадочной проволоки	1,6	80	230
	3	65	255
	4	40	255
Св1217	1,6	85	245

8. Распределение микротвердости по сечению соединения сплава № 2 (скорость сварки 1,6 м/мин) при нагрузке 0,098 Н (10 гс)

Присадочная проволока	Доля участия проволоки, %	Микротвердость, МН/м^2		
		Центр шва	Зона сплавления	Основной металл
Без присадочной проволоки	0	190,2	226,2	245,2
Св1217	7,5	190,2	217,7	248,5
	22,5	211,4	215,6	245,2

9. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП

Номер сплав	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Угол изгиба, °
1	330...355	142...160
2	362...385	98...120

фрикционной *сварке трением с перемешиванием* (СТП) исследуемых сплавов удается получить качественное формирование соединения. Анализ макрошлифов соединений показал отсутствие дефектов в виде пор, трещин, несплошностей.

Важным параметром является подача инструмента на один оборот

$$\Delta = v_{св}/n,$$

где $v_{св}$ – скорость сварки, мм/мин; n – частота вращения инструмента, об/мин.

Установлено, что при СТП исследованных сплавов дефекты в швах отсутствуют при Δ = 0,08...0,09 мм/об. При Δ более 0,09 мм/об в швах обоих сплавов наблюдаются рыхлоты и несплавления, а при Δ менее 0,08 мм/об происходит частичное оплавление свариваемого образца в области контакта его поверхности с поверхностью заплечика инструмента.

Механические испытания полученных СТП сварных соединений показали, что они отличаются высоким уровнем механических свойств (коэффициент прочности сварных соединений составляет 0,85...0,9 уровня прочности основного металла) (табл. 9).

На рис. 10, *а* представлено расположение различных структурных зон в сечении сварного шва. Металлографический анализ показал, что основные изменения структуры происходят в зонах *3* и *4*, где в основном происходит перемешивание металла при сварке. Размер зерна в центре сварного шва (в зоне ядра) значительно отличается от размера зерна основного металла.

На рис. 10, *б* приведена микроструктура основного металла со средним размером зерна 80...100 мкм, а на рис. 10, *в* – микроструктура металла зоны рекристаллизации сварного образца сплава № 2, зерна в которой измельчились до 5...7 мкм. При этом в зоне ядра изменения химического состава не происходит, что подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа. Последнее подтверждает перспективность использования способа СТП для соединения алюминиевых сплавов, содержащих легкоиспаряющиеся элементы, а также сплавы в нагартованном состоянии.

Результаты механических испытаний приведены в табл. 10.

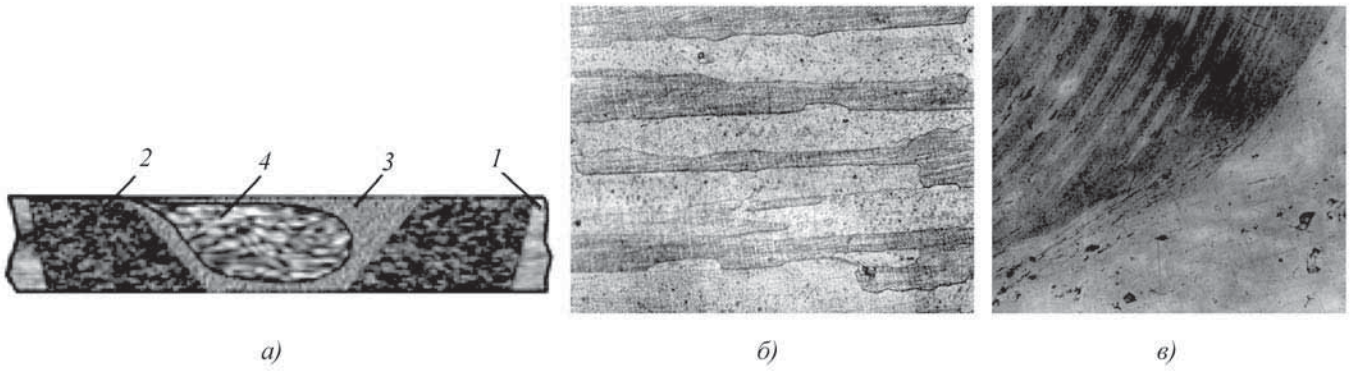


Рис. 10. Схема расположения структурных зон при СТП (*а*), микроструктура (×150) основного металла алюминиевого сплава № 2 (*б*) и металла в зоне ядра шва (*в*):
1 – основной металл; *2* – зона термического влияния; *3* – зона термомеханического влияния; *4* – динамическая рекристаллизация (ядро)

10. Механические свойства сварных соединений исследуемых сплавов при различных способах сварки

Свойство	Аргонодуговая сварка	Лазерная сварка	Фрикционная сварка трением с перемешиванием
Предел прочности сварного соединения $\sigma_в$, МПа	340/322	319/347	342/375
Угол изгиба, °	44/45	49/45	150/112

*В числителе приведено значение для сплава № 1, в знаменателе – для сплава № 2.

Выводы

1. Алюминиевые сплавы системы Al–Cu –Li–Mg отличаются средними показателями свариваемости.

2. Применение автоматической дуговой сварки неплавящимся электродом в инертных газах позволяет обеспечить получение сварных соединений с прочностью 0,60...0,65 прочности основного металла при использовании присадочной проволоки Св1217.

3. Повышение свариваемости исследуемых сплавов можно достичь применением лазерной сварки и сварки трением с перемешиванием.

4. При лазерной сварке исследуемых сплавов наилучшего сочетания свойств достигают при сварке с присадочной проволокой Св1217 на скорости 2,5 м/мин. Максимальное значение предела прочности сварных соединений исследованных сплавов при этом составляет 0,75...0,80 предела прочности основного металла.

5. При СТП исследованных сплавов получены качественные швы без наличия дефектов и изменения химического состава в зоне перемешивания. Прочность сварных соединений составляет 0,85...0,90 прочности основного материала.

6. Прочность сварных соединений сплава № 2 для всех использованных способов сварки выше свойств сварных соединений сплава № 1.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Крымова Т.В.** Опыт использования алюминиево-литиевого сплава 1460 // Сварочное производство. 1997. № 12. С. 12–20.

2. **Овчинников В.В., Егоров Р.В.** Пористость швов при электронно-лучевой сварке алюминиевых сплавов, легированных литием // Вестник ИГОУ. 2006. Вып. 4. С. 92–96.

3. **Шиганов И.Н., Шахов С.В., Тарасенко Л.В., Плохих А.И.** Влияние скорости лазерной сварки на структуру и свойства алюминиевых сплавов, легированных литием и скандием // Технология машиностроения. 2005. № 10. С. 23–28.

4. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 2005. № 2. С. 66–70.

5. **Ищенко А.Я., Подъельников С.В., Покляцкий А.Г.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 32–38.

Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

СПРАВОЧНИК СВАРЩИКА

О.Г. Быковский, В.Р. Петренко, В.В. Пешков

2011. – 336 с. ISBN 978-5-94275-557-7

Цена 500 р.

В справочнике систематизирована информация о свариваемости сплавов на железной основе, технических возможностях известных электродных материалов и способов электрической и газовой сварки, наплавке и напыления сталей и сплавов. Приведены параметры, режимы этих технологических процессов, технические характеристики современного оборудования для ручных и механизированных способов сварки, резки, наплавки и напыления при изготовлении металлоконструкций.

Рассчитан на специалистов, работающих в области сборочно-сварочного производства, будет полезен студентам, обучающимся по специальности "Оборудование и технология сварочного производства" в учебных заведениях всех уровней аккредитации и рабочим-сварщикам.

107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98.
WWW.MASHIN.RU

УДК 621.733

Е.С. Корчак *(Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск)*

Разработка системы ускоренного заполнения рабочих цилиндров гидравлических прессов жидкостью низкого давления

Рассмотрен механизм заполнения рабочих цилиндров жидкостью низкого давления в современных гидравлических прессах, выявлены его основные недостатки. Разработаны новые системы наполнения и управления возвратными цилиндрами. Описан принцип их действия и преимущества в эксплуатации. Проведено сравнение показателей работы базовой системы наполнения и новой системы повышенного давления.

Mechanism of power cylinders filling with low-pressure fluid in modern hydraulic presses is considered, the main its disadvantages are revealed. New filling and return cylinders control systems are developed. Principle of its working and advantages in maintenance are described. Comparison of working measures of the base filling system and the new one of increased pressure is given.

Ключевые слова: гидравлический пресс; система наполнения; давление; рабочий цилиндр; гидролиния; сервопривод.

Keywords: hydraulic press; filling system; pressure; power cylinder; hydraulic line; servo drive.

В гидравлических прессах заполнение рабочих цилиндров жидкостью низкого давления происходит на ходе приближения подвижной поперечины к поковке. Этот процесс осуществляется путем открытия *наполнительно-сливных клапанов* (НСК) под действием разности давлений в рабочих цилиндрах пресса и *наполнительно-сливном баке* (НСБ) вследствие открытия сливного клапана возвратных цилиндров [1].

Как показывает опыт промышленной эксплуатации гидравлических прессов, на ходе приближения имеет место жидкостное голодание рабочих цилиндров в связи с тем, что они не успевают заполняться жидкостью низкого давления из НСБ [2]. При пониженном давлении в баке НСК, прижатый к седлу силой пружины, не может подняться на полный ход. Это приводит к разрыву струи рабочей жидкости в наполнительной магистрали, зависанию НСК по окончании хода приближения и его закрытию с интенсивным гидроударом перед началом рабочего хода.

Следовательно, для создания эффективной системы ускоренного заполнения рабочих цилиндров жидкостью низкого давления необходимо усовершенствовать не только конструкцию и режим работы элементов, входящих в состав системы наполнения, но и изменить принцип функционирования самой системы.

В работе [3] отмечено, что НСК, применяемые в современных прессах, должны быть надежными, долговечными, компактными, удобными при подключении к коммуникациям пресса, иметь высокую ремонтопригодность, а в случае их выхода из строя обеспечивать устранение поломки без разгерметизации всей гидросистемы пресса. Для обеспечения высокого качества управления работа НСК должна осуществляться в принудительном режиме индивидуальным сервоприводом.

Исключить возможность снижения давления в НСБ можно путем обеспечения независимой работы системы наполнения от колебаний давления воздуха в цеховой магистрали в соответствии с предлагаемой схемой [4].

В системе наполнения (рис. 1) устанавливаются центробежный насос *2*, питание которого осуществляется от НСБ *1* через регулирующий клапан *3*, и гидропневматический ресивер *4*. Пневматическая полость ресивера *4* через обратный клапан *5* соединена с цеховой магистралью подачи сжатого воздуха под давлением 0,3...0,5 МПа и через регулирующий клапан управления *6* с пневматической полостью НСБ *1*. Предохранительно-переливная система *7* гидравлической полости ресивера *4* сообщается с НСБ *1*. При этом центробежный насос *2* нагнетает жидкость под давлением 0,7...1,0 МПа в ресивер *4*, где она аккумулируется и способствует повышению давления в его пневматической полости до того же уровня.

При осуществлении прессом хода приближения индивидуальным сервоприводом открывается клапан *6*, вследствие чего давление в НСБ *1* повышается до 0,7...1,0 МПа. Во время рабочего и возвратного ходов

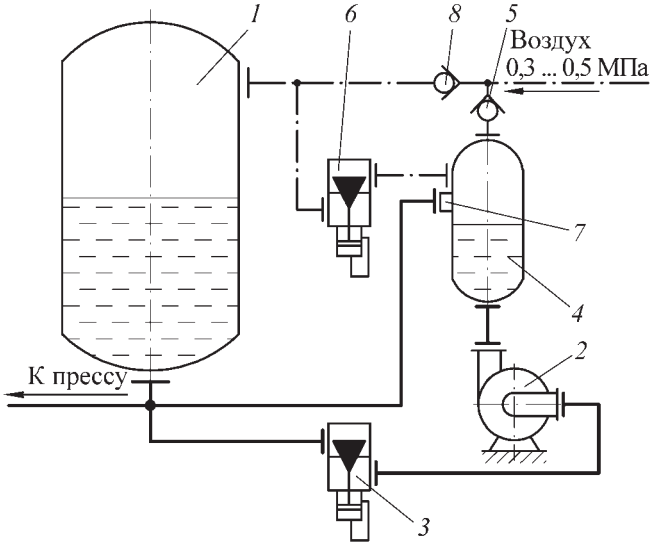


Рис. 1. Система наполнения повышенного давления:
1 – НСБ; *2* – центробежный насос; *3*, *6* – регулирующие клапаны с индивидуальным сервоприводом; *4* – гидропневматический ресивер; *5*, *8* – обратные клапаны; *7* – предохранительно-переливная система

клапан *6* закрытый и работа пресса осуществляется в обычном режиме.

Таким образом, применение центробежного насоса *2* низкого давления для создания давления воздуха большего, чем давление, подводимое из цеховой магистрали, обеспечивает независимость работы системы наполнения от колебаний давления воздуха в цеховой магистрали.

Питание насоса *2* от НСБ *1* позволяет повысить КПД насоса *2* и с помощью регулирующего клапана *3* установить необходимый уровень давления во всасывающей магистрали насоса *2*. При этом сообщение гидравлических полостей ресивера *4* и НСБ *1* посредством предохранительно-переливной системы *7* делает всю систему замкнутой и сбалансированной.

На примере ковочного гидравлического пресса силой 60 МН проведем сравнительный анализ показателей работы на ходе приближения при использовании существующей системы наполнения и новой системы наполнения повышенного давления. Соответствующие показатели приведены в таблице.

Как видно из таблицы, применение новой системы наполнения позволяет уменьшить продолжительность хода приближения и тем самым повысить производительность пресса.

При разработке системы ускоренного заполнения рабочих цилиндров жидкостью низкого давления нельзя не учитывать тот факт, что на эффективность ее работы существенное влияние оказывает система управления возвратными цилиндрами. Следовательно, последняя также должна претерпеть определенные изменения.

Традиционные системы управления возвратными цилиндрами не позволяют осуществлять ускоренное

Показатели работы пресса силой 60 МН на ходе приближения

Параметр	Система наполнения	
	существующая	повышенного давления (новая)
Максимальная установившаяся скорость, мм/с	370	490
Время разгона подвижной поперечины, с	0,87	0,65
Путь разгона, мм	255	250
Максимальное ускорение при разгоне, м/с^2	0,4	1,8

заполнение рабочих цилиндров жидкостью низкого давления вследствие наличия на входе в возвратные цилиндры нерегулируемых дроссельных шайб малого проходного сечения [5]. Эти шайбы как раз и служат для ограничения скорости перемещения подвижной поперечины на ходе приближения, чем предупреждается жидкостное голодание рабочих цилиндров.

Однако наличие дроссельных шайб не только не гарантирует полного отсутствия жидкостного голодания, но и приводит к необходимости введения в состав системы управления возвратными цилиндрами дополнительных предохранительных элементов, так как дроссельные шайбы со временем засоряются. Это приводит к возникновению аварийных ситуаций, связанных с резким повышением давления в возвратных цилиндрах в 2 и более раз вследствие мультипликации во время рабочего хода. Поэтому для осуществления плавного регулирования скорости перемещения подвижной поперечины в широком диапазоне необходимо изменить систему управления возвратными цилиндрами таким образом, чтобы устранить дроссельные шайбы.

На рис. 2 приведена схема системы управления возвратными цилиндрами гидравлического пресса, не имеющая в своем составе нерегулируемых дроссельных элементов [5]. Особенностью этой системы является то, что возвратные цилиндры *1* соединены с клапанным распределителем *2* двумя гидролиниями *3* и *4*.

Через клапанный распределитель *2* на ходе приближения и рабочем ходе жидкость из возвратных цилиндров *1* в НСБ поступает по гидролинии *3*, а на возвратном ходе жидкость от аккумулятора в возвратные цилиндры *1* поступает по гидролинии *4*. Сопротивление гидролинии *3* является регулируемым и больше сопротивления гидролинии *4*. Сливной клапан *6* оснащен средствами регулирования (индивидуальным сервоприводом *7*) и контроля (датчиком перемещений *8*), которые через устройство *11* программного управления взаимодействуют с датчиками давления *10*.

На ходе приближения в зависимости от необходимой скорости перемещения подвижной поперечины клапан *6* поднимается на определенную высоту, кото-

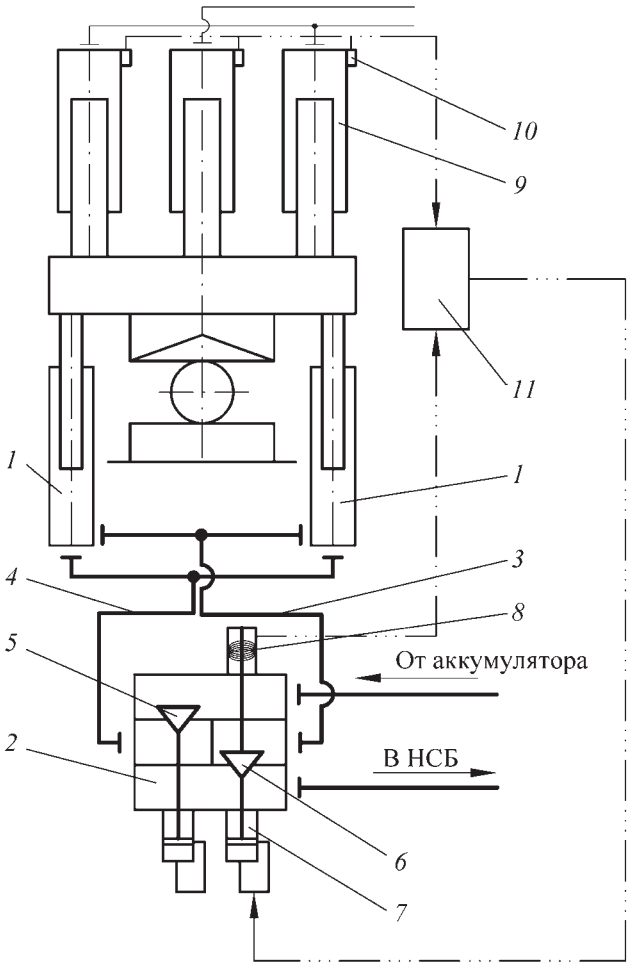


Рис. 2. Система управления возвратными цилиндрами гидравлического пресса:
1 – возвратный цилиндр; *2* – клапанный распределитель; *3*, *4* – гидролинии управления; *5*, *6* – напорный и сливной клапаны; *7* – индивидуальный сервопривод; *8* – датчик перемещений; *9* – рабочий цилиндр; *10* – датчик давления; *11* – устройство программного управления

рая контролируется датчиком перемещений *8*. Одновременно с этим в устройство *11* поступает сигнал от датчиков давления *10* рабочих цилиндров *9* и датчика перемещений *8*. В зависимости от текущего давления в рабочих цилиндрах *9* изменяется высота открытия клапана *6*. Если значение давления в рабочих цилиндрах *9* приближается к минимально допустимому, то сопротивление гидролинии *3* должно быть увеличено – сливной клапан *6* опускается сервоприводом *7*. Так изменяется сопротивление гидролинии *3*, а с ним и скорость перемещения подвижной поперечины пресса.

Рассмотренная система управления возвратными цилиндрами обеспечивает устранение дроссельных шайб и, следовательно, предохранительной системы. Оснащение сливного клапана средствами регулирования и контроля, программно связанными с датчиками давления рабочих цилиндров, создает возможность гибкого и четкого регулирования сопротивления соответствующей гидролинии, а с ним и скорости перемещения подвижной поперечины, гарантируя при этом полное отсутствие жидкостного голодания в рабочих цилиндрах.

Благодаря отсутствию дроссельных шайб и низкому сопротивлению гидролинии *4* на возвратном ходе можно достичь высокой скорости перемещения подвижной поперечины, что также благоприятно отразится на эффективности работы пресса.

Таким образом, создание эффективной системы ускоренного заполнения рабочих цилиндров жидкостью низкого давления возможно только при комплексном подходе, подразумевающем внесение изменений в конструкцию и принцип действия не только наполнительно-сливной системы и ее элементов, но и системы управления возвратными цилиндрами. Причем обе эти системы взаимосвязаны между собой: первая – обеспечивает качество заполнения рабочих цилиндров жидкостью низкого давления, а вторая – определяет динамические показатели хода приближения.

Взаимодействие систем посредством программно соединенных датчиков давления и средств управления и контроля сливного клапана возвратных цилиндров обеспечивает высокие надежность и качество управления гидравлическим прессом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Белов А.Ф., Розанов Б.В., Линц В.П.** Объемная штамповка на гидравлических прессах. М.: Машиностроение, 1986. 256 с.

2. **Шинкаренко О.М., Корчак Е.С.** Экспериментальное исследование работы наполнительных клапанов ковочных гидравлических прессов на возвратном ходе // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: тематич. сб. науч. работ. Краматорск: ДГМА, 2006. С. 455–458.

3. **Корчак Е.С.** Развитие конструкций наполнительно-сливных клапанов гидравлических прессов // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 8. С. 17–20.

4. **Пат. 37323 Украины, МПК B 30 B 15/00**. Система управления прессом с использованием бака наполнения / Е.С. Корчак. № 200913099; заявл. 16.12.2010; опубл. 25.08.2010, Бюл. № 16.

5. **Койрес В.И.** Анализ работы конструкций подъемных и уравновешивающих цилиндров мощных ковочных гидравлических прессов // Кузнечно-штамповочное производство. 1987. № 2. С. 19–22.

6. **Пат. 46495 Украины, МПК B 21 J 9/00**. Система управления возвратными цилиндрами гидравлического пресса / Е.С. Корчак. № 200906789; заявл. 30.06.2009; опубл. 25.12.2009, Бюл. № 24.

Елена Сергеевна Корчак, канд. техн. наук,
helen_korchak@ukr.net

УДК 621.735.32

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

Гидропривод штампа для осадки с кручением цилиндрических заготовок

Рассмотрен гидропривод штампа для осуществления процесса осадки с кручением цилиндрических заготовок, необходимого для совершенствования механотермической обработки (МТО) инструментов в целях улучшения их эксплуатационных свойств. В гидроприводе штампа использована гидросистема, позволяющая изменять соотношения между деформациями сдвига и осадки в обрабатываемой заготовке. Применение данной конструкции штампа в промышленности позволит повысить эффективность пластической обработки заготовок при реализации процессов МТО.

The hydraulic drive of die for upsetting with torsion of cylindrical billet needed for perfection of mechanic-thermal treatment of tools for improvement of their operational properties is considered. In die hydraulic the hydraulicsystem is used allowing to change relation between shear and upsetting deformations in workpiece. Application of given design of die in industry will increase efficiency of billets plastic processing during realization of mechanic-thermal treatment.

Ключевые слова: гидропривод; штамп; осадка с кручением; инструмент; пуансон; корпус; давление; напряжение.

Keywords: hydraulic drive; die; upsetting with torsion; tool; punch; case; pressure.

В обработке металлов давлением наряду с традиционными процессами (осадка, штамповка, ковка и др.) необходимо разрабатывать и применять новые виды пластического деформирования, которые можно эффективно использовать в инновационных технологиях *механо-термической обработки* (МТО) для улучшения эксплуатационных свойств, например цилиндрической формы режущих и мерительных инструментов.

В работе [1] отмечено, что предварительная пластическая обработка заготовок концевых фрез из низколегированных сталей ХВГ, 9ХС и др. повышает их стойкость в 1,5–2 раза. В связи с этим решение проблемы, связанной с разработкой конструкций штамповой оснастки для пластической обработки цилиндрических заготовок инструментов осадкой с кручением, является актуальным.

Сочетание деформаций осадки и сдвига в определенных соотношениях обеспечивает максимальный эффект повышения стойкости инструментов по сравнению с применением в качестве пластической обработки этих видов деформирования заготовок раздельно, независимо друг от друга.

На рис. 1 приведена схема гидропривода штампа для осадки с кручением цилиндрических заготовок, представленная в работе [2].

Принцип работы гидропривода согласно указанной схеме заключается в следующем. Из бака Б рабочая жидкость забирается насосом Н и подается к гидрораспределителям Р1 и Р2. В нейтральном положении золотников гидрораспределителей Р1 и Р2 при работающем насосе на участке трубопровода между насосом и распределителями начинает увеличиваться давление, при этом срабатывает предохранительный клапан КП и жидкость, очищаясь фильтром Ф, сливается обратно в бак Б.

При смене позиции золотника вправо гидрораспределителя Р2 открывается проходное сечение, и жидкость начинает поступать в поршневую полость нагнетания гидроцилиндра Ц2. Из штоковой полости гидроцилиндра Ц2 масло по гидролинии слива проходит через регулируемые дроссели ДР2, гидрораспределитель Р2 и, очищаясь фильтром Ф, попадает на слив в бак Б. Одновременно при изменении позиции золотника влево гидрораспределителя Р1 открывается проходное сечение, и жидкость начинает поступать в поршневую полость нагнетания гидроцилиндров Ц1.1 и Ц1.2. Из штоковой полости гидроцилиндров Ц1.1 и Ц1.2 масло по гидролинии слива проходит через регулируемые дроссели ДР1, гидрораспределитель Р1 и, очищаясь фильтром Ф, попадает на слив в бак Б.

Скорость поступательного движения штоков гидроцилиндров регулируется дросселями ДР1 и ДР2. Реверсирование движения штоков осуществляется переключением позиций гидрораспределителей Р1 и Р2.

При обратном движении штоков без нагрузки их скорость не регулируется и зависит от расхода рабочей жидкости в штоковых полостях Ц1.1 и Ц1.2. При аварийной остановке штоков (например, непреодолимое усилие) давление в системе возрастает, вызывая тем самым открытие предохранительного клапана.

Гидрозамок ГЗ служит для того, чтобы шток в гидроцилиндре Ц2 самопроизвольно не проседал при холостом простое (например, при замене заготовки после деформации).

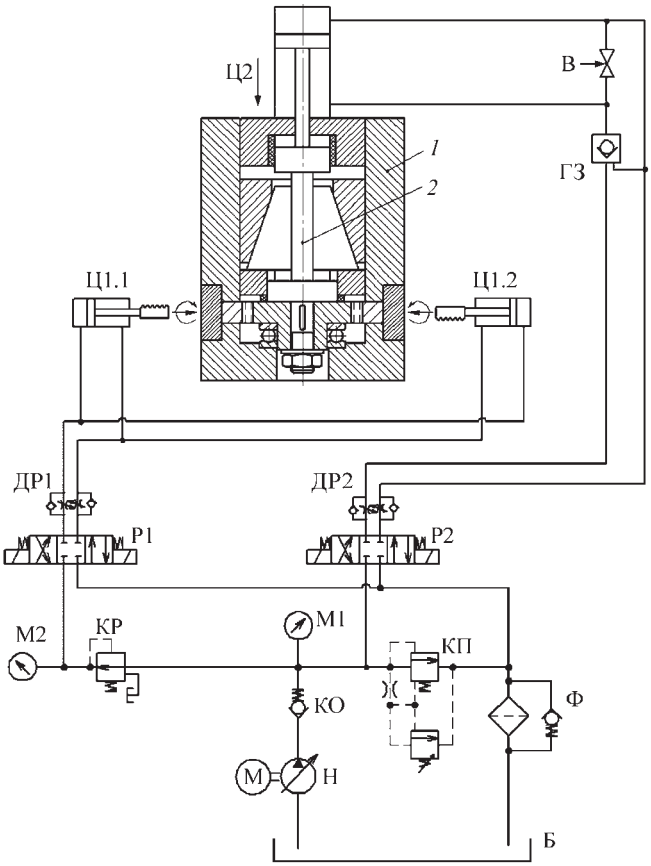


Рис. 1. Схема гидропривода штампа для осадки с кручением цилиндрических заготовок:
1 – штамп; *2* – заготовка; Б – бак; Н – регулируемый гидронасос; КО – клапан обратный; М1, М2 – манометры; КП – клапан предохранительный; КР – клапан редукционный; Р1 и Р2 – гидрораспределители трехпозиционные; ДР1 и ДР2 – дроссели; Ц1.1 и Ц1.2 – гидроцилиндры поворота; Ц2 – гидроцилиндр прессования; ГЗ – гидрозамок; В – вентиль; Ф – фильтр

Вентиль В (при его открытии) позволяет опустить шток гидроцилиндра Ц2 на нужную отметку при установке заготовки.

Сжимающая сила передается к заготовке гидроцилиндром Ц2, а момент с гидроцилиндров Ц1.1 и Ц1.2 – через рейечно-зубчатую передачу, рейки которой жестко соединены со штоками этих гидроцилиндров.

Сила сжатия P и момент M, приложенные к заготовке *2* в штампе *1* (принцип работы и описание представлены в [2]), определяются по следующим формулам:

$$\left.\begin{aligned} P &= p_1 \frac{\pi D_1^2}{4}; \\ M &= p_2 \frac{\pi D_2^2}{4} D, \end{aligned}\right\} \qquad (1)$$

где p_1, p_2 – давления в гидроцилиндрах Ц2 и Ц1.1 (Ц1.2) соответственно; D_1, D_2 – диаметры рабочих полостей в гидроцилиндрах Ц2 и Ц1.1 (Ц1.2) соответственно; D – расчетный диаметр в зубчатых зацеплениях штампа (рейка – колесо).

Согласно [3] силовые факторы в (1) будут равны

$$\left.\begin{aligned} P &= 2\pi A \int_0^R e^n \Delta^{-1} \rho d\rho; \\ M &= \frac{2\rho\gamma(1-\varepsilon)A}{3\varepsilon R} \int_0^R e^n \Delta^{-1} \rho^3 d\rho, \end{aligned}\right\} \qquad (2)$$

где A, n – коэффициенты аппроксимации уравнения, определяющего кривую течения материала; γ – сдвиг на поверхности заготовки; ε – относительная деформация в заготовке; e – накопленная деформация; R – текущий радиус заготовки; ρ – координата, определяющая расстояние от оси заготовки до произвольной точки в поперечном сечении последней; $\Delta = \sqrt{1+\gamma^2(1-\varepsilon)^2\rho^2/3R^2\varepsilon^2}$.

После подстановки соотношений (2) в (1) и преобразований получим формулу для расчета соотношения между давлениями p_1 и p_2

$$\alpha = \frac{p_2}{p_1} = \frac{D_1^2}{D_2^2 D} \frac{\gamma(1-\varepsilon)}{3\varepsilon R} \frac{\int_0^R e^n \Delta^{-1} \rho^3 d\rho}{\int_0^R e^n \Delta^{-1} \rho d\rho}. \qquad (3)$$

Текущий радиус заготовки в соотношениях (2) и (3) согласно условиям несжимаемости материала определяется по формуле

$$R = R_0 \sqrt{1/(1-\varepsilon)}, \qquad (4)$$

где R_0 – начальный радиус заготовки, а накопленная деформация, выраженная через относительную деформацию ε,

$$e = \ln(1/(1-\varepsilon))\Delta. \qquad (5)$$

Если принять $\gamma = c\varepsilon$, где c – коэффициент, определяющий соотношение между сдвигом на поверхности заготовки и ее относительной деформацией, то соотношение (3) примет вид

$$\alpha = \frac{D_1^2}{D_2^2 D} \frac{c(1-\varepsilon)}{3R} \frac{\int_0^R e_0^n \Delta_1^{-1} \rho^3 d\rho}{\int_0^R e_0^n \Delta_1^{-1} \rho d\rho}, \qquad (6)$$

где $\Delta_1 = \sqrt{1+c^2(1-\varepsilon)^2\rho^2/3R^2}$; $e_0 = \ln(1/(1-\varepsilon))\Delta_1$.

На рис. 2 приведены зависимости параметра α от относительной деформации ε заготовки ($D_1 = 3D_2$; $D = 200$ мм; $R_0 = 8$ мм; сталь 45 с $n = 0{,}16$ [3]). Из рис. 2 следует, что с увеличением деформации осадки пара-

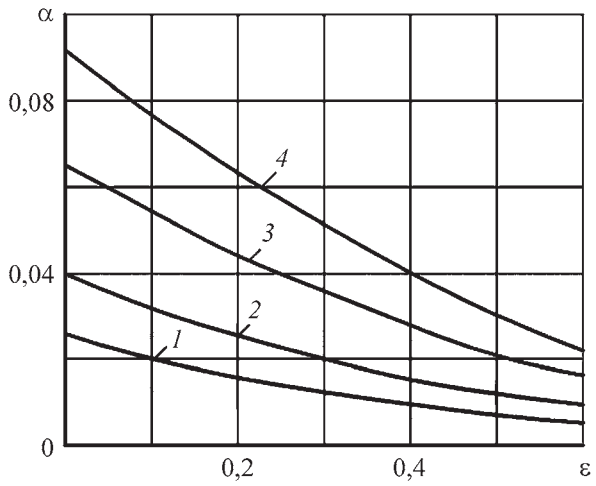


Рис. 2. Зависимости параметра α от относительной деформации осадки ε заготовки:
1 – *c* = 0,2; *2* – 0,3; *3* – 0,5; *4* – 0,7

метр α монотонно убывает, а с увеличением деформации сдвига – возрастает.

Таким образом, задаваясь значениями коэффициентов *c* и *n*, а также относительной деформации ε в конце этапа обработки заготовки можно установить закон изменения параметра $\alpha = \alpha(\varepsilon)$ и, следовательно, определять изменение давления p_2 в гидроцилиндрах Ц1.1 и Ц1.2 в зависимости от давления p_1 в основном цилиндре Ц2, влияющее на деформированное состояние в заготовке.

Заключение. Разработана схема гидропривода штампа для осадки с кручением цилиндрических заготовок, позволяющая плавно изменять соотношение между деформациями сдвига и осадки в обрабатываемой заготовке в широких пределах, что необходимо для оптимизации процесса пластической деформации в целях достижения максимального эффекта стойкости инструментов на основе инновационных технологий МТО.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Токарев А.В., Хван Д.В., Воропаев А.А., Кефели В.В.** Повышение стойкости режущих инструментов осадкой с кручением // Кузнечно-штамповочное производство. 2002. № 11. С. 21–25.

2. **Пат. 2109264, РФ.** Устройство для испытаний на сжатие длинномерных образцов / А.Д. Хван и др. Бюл. № 11 от 20.04.1998.

3. **Хван Д.В., Амрахов И.Г., Воропаев А.А., Хван А.Д.** Технологические задачи пластического кручения. Воронеж: Изд-во Воронежского гос. ун-та, 2001. 160 с.

Александр Дмитриевич Хван, канд. техн. наук,
prmex@prmex.vorstu.ru

УДК 621.735.32

А.Г. Вяткин, С.В. Матвеев *(Калужский филиал МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Экспериментальное исследование влияния технологических параметров винтового пресса на точность высотных размеров осаживаемых поковок

Показано, что при холодной осадке погрешность наладки пресса оказывает различное влияние на погрешность высоты осажденной заготовки. Это влияние определяется степенью деформации заготовки, колебанием напряжения текучести материала, жесткостью поковки и пресса.

It is shown that at cold upsetting the error of the height of upset pieces varies with the error of the press adjustment. This effect depends upon the degree of piece deformation, variability of material yield load, rigidity of press and forged pieces.

Ключевые слова: точность; наладка; жесткость; степень деформации.

Keywords: accuracy; adjustment; rigidity; degree of deformation.

При выборе пресса для *холодной объемной штамповки* (ХОШ) необходимо руководствоваться: номинальной силой и технологическими особенностями кузнечно-штамповочного оборудования; в частности жесткостью пресса, способами и точностью регулирования основного параметра (наладка), скоростью деформирования, которые влияют на точность высотных размеров поковок.

Известно, что кривошипные прессы обеспечивают более высокую точность высотных размеров поковок, поскольку обладают максимальной жесткостью (имеют жесткую кинематическую связь) и простотой регулирования основного параметра, чем винтовые и гидравлические прессы.

Для кривошипных прессов наладка заключается в регулировании закрытой штамповой высоты.

Для винтовых прессов основным параметром, подлежащим регулированию в процессе наладки, является кинетическая энергия рабочих частей, которая расходуется на полезную работу пластического деформирования поковки, упругую деформацию рабочих частей деталей пресса и штампа, преодоление сил трения в элементах машины.

Кинетическая энергия обеспечивается вследствие разгона маховика электрическим магнитным полем статора (для дугостаторных прессов), количество энергии определяется временем прохождения регулировочного флажка (металлической планки), выставляемого на сантиметровой регулировочной линейке ползуна, через концевик.

В гидравлических прессах наладка осуществляется регулированием давления рабочей жидкости системы.

Большинство работ, рассматривающих влияние погрешности наладки и жесткости пресса на точность высотных размеров поковок, относятся к гидравлическим и кривошипным прессам [1].

Проблемы точности штамповки на винтовых прессах для операций ХОШ изучены недостаточно. Поэтому определение влияния технологических параметров винтовых прессов на точность штампуемых поковок является актуальным.

Для выявления наиболее общих закономерностей рассмотрим операцию осадки и винтовой дугостаторный пресс Ф 1730А с номинальной силой 1 МН.

Точность высотных размеров поковок зависит от погрешности регулирования, жесткости пресса, случайных погрешностей, вносимых исходной заготовкой в силовой режим процесса деформирования. К ним относят действительные отклонения размеров ее высоты Δh_0 и диаметра Δd_0, а также возможные колебания напряжения текучести $\Delta\sigma_s$ материала заготовки, степень деформации исходной заготовки по высоте $\Delta\varepsilon$, жесткость самой поковки, характеризуемую отношением ее диаметра к высоте d/h [2].

Для выявления выходных характеристик высотных размеров поковок выполнен ряд однофакторных и полнофакторных экспериментов. По результатам построены математические модели в виде уравнений регрессий [3].

На первом этапе определяли влияние жесткости винтового пресса (на практике пресс–штамп) на точность штампуемых поковок.

У винтовых прессов жесткость характеризуется деформациями винта и гайки. Однако сочетание различных вариантов жесткости системы пресс–штамп и жесткости поковок оказывают различное влияние на точность высотных размеров поковок.

Жесткость системы пресс–штамп при динамическом нагружении [4] осадкой крешеров составляла 150 МН/м. При введении в систему демпфирующего элемента из полиуретана жесткость снизилась до 100 МН/м.

Осадке подвергали поковки из стали 45 (220 НВ) с конечными размерами ∅25×12,5 (d/h = 2); ∅25×6,25 (d/h = 4) и ∅25×3,12 (d/h = 8), с внесенной погрешностью объема δV = 10 %, со степенью деформации ε = 0,34. Погрешность объема вносилась изменением высоты исходных заготовок.

После выполнения однофакторных экспериментов были получены зависимости влияния жесткости системы пресс–штамп и жесткости поковок на точность высотных размеров поковок (рис. 1).

Выявлено, что с увеличением жесткости системы пресс–штамп влияние погрешности объема на точность высотных размеров поковок повышается. Причем жесткие поковки (d/h = 4 и d/h = 8) в большей степени реагируют на изменение жесткости системы пресс–штамп.

Из рис. 1 видно, что с увеличением жесткости поковок погрешность их высоты δh, вызванная погрешностью объема δV, уменьшается. Так, для поковки с отношением ее размеров d/h = 8 погрешность высоты при жесткости системы пресс–штамп 150 МН/м составляла 9 %, тогда как для менее жесткой поковки d/h = 2 при тех же условиях – 13 % [4].

Статистической обработкой полного факторного эксперимента ПФЭ$_1$–2^3, где в качестве факторов были выбраны погрешность объема исходной заготовки δV, %, жесткость системы пресс–штамп C, МН/м, и

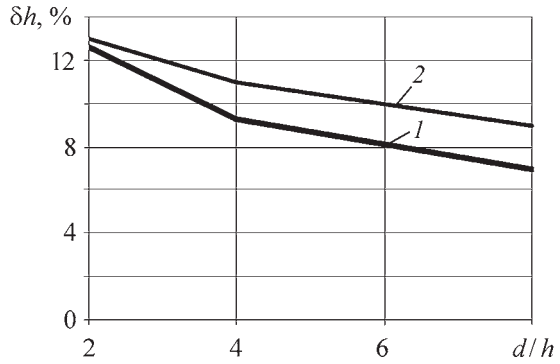


Рис. 1. Зависимости влияния жесткости поковок на точность высотных размеров поковок при δV = 10 % и жесткости системы пресс–штамп:
1 – 100 МН/м; *2* – 150 МН/м

жесткость поковок, характеризуемая отношением d/h, получена адекватная математическая модель в виде уравнения регрессии:

$$y(\delta h,\ \%) = 8{,}10 + 3{,}13\delta V - 1{,}42\frac{d}{h} + 0{,}33C - 0{,}12\delta V\frac{d}{h} +$$
$$+0{,}38\delta VC + 0{,}13\frac{d}{h}C + 0{,}34\delta V\frac{d}{h}C.$$

Коэффициенты при соответствующих факторах в уравнении характеризуют силу влияния факторов на отклик δh, знак – характер влияния.

В данном случае с увеличением погрешности объема исходной заготовки δV возрастает погрешность высоты δh штампуемых поковок, с увеличением жесткости системы пресс–штамп C погрешность δh возрастает незначительно, с увеличением жесткости поковок d/h погрешность δh снижается.

Исходя из этого, получаем, что снижение жесткости системы пресс–штамп оказывает малое влияние на точность высотных размеров поковок. Однако следует учитывать, что снижение жесткости системы пресс–штамп ниже 100 МН/м приводит к тому, что запаса кинетической энергии не хватает на деформацию поковок.

Характер влияния регулирования основного параметра кинетической энергии E на точность высотных размеров определяли по нескольким уровням: жесткость поковок d/h, степень деформации исходных заготовок ε и изменением напряжения текучести $\Delta\sigma_s$ материала заготовок.

При осадке поковок относительно наладочного размера вносились погрешности наладки ΔH = 1 и 2 см регулировочной линейки пресса, характеризуемой изменением кинетической энергии ΔE.

Из рис. 2 видно, что наибольшее влияние погрешность наладки оказывает на жесткие поковки d/h = 8, где δh при максимальной погрешности составляла 9 %, тогда как для менее жесткой поковки d/h = 2 при тех же условиях – 2 %. Это связано с тем, что сила винтового пресса зависит от жесткости поковок, чем больше жесткость поковок, тем больше сила, развиваемая прессом, следовательно, внося погрешность ΔE для более жестких поковок, погрешность силы деформирования становится выше.

Важным показателем, определяющим точность поковок при наладке, является степень деформации исходных заготовок ε. При калибровке $\varepsilon \le 0{,}1...0{,}15$ материал заготовки находится в зоне интенсивного упрочнения, при непосредственной осадке $\varepsilon \ge 0{,}1...0{,}15$ – в зоне постоянного упрочнения.

Из полученных результатов (рис. 3) наибольшую погрешность высотных размеров δh = 16 % имеют жесткие поковки d/h = 8 при максимальной наладке и степени деформации ε = 0,1 (зона упрочнения материала), при ε = 0,34 (за порогом упрочнения) погрешность снижалась до 9 %.

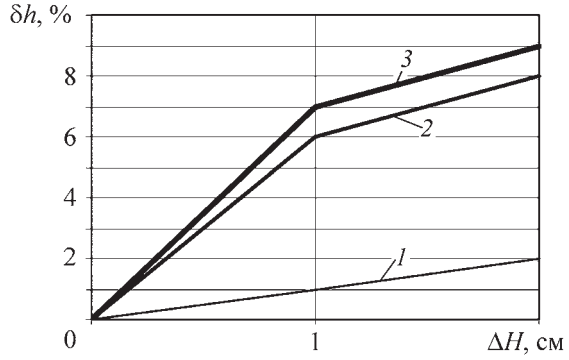


Рис. 2. Влияние погрешности наладки винтового пресса на погрешность высотных размеров поковок для стали 45 (ε = 0,34) при жесткости системы пресс–штамп 150 МН/м:
1 – d/h = 2; *2* – d/h = 4; *3* – d/h = 8

Вызванные отклонения высотных размеров при ε = 0,1 связаны с увеличением интенсивности упрочнения материала, а также увеличением силы, развиваемой прессом в момент деформирования поковки, в случае ε = 0,34 упрочнение постоянно, влияние погрешности наладки компенсируется жесткостью поковки.

Для оценки совместного влияния степени деформации исходной заготовки ε, жесткости поковки d/h и погрешности наладки ΔH выполнен полный факторный эксперимент ПФЭ$_2$–2^3 при следующих исходных данных: ε = 0,34 и 0,1; d/h = 8 и 2; ΔH = 1 и 2 см, характеризуемая изменением кинетической энергии ΔE.

Получена адекватная математическая модель в виде следующего уравнения регрессии:

$$y(\delta h,\ \%) = 7{,}1 - 3{,}5\varepsilon + 1{,}9\Delta E + 2{,}9\frac{d}{h} + 0{,}9\varepsilon\Delta E -$$
$$-1{,}2\varepsilon\frac{d}{h} + 0{,}8\Delta E\frac{d}{h} + 0{,}8\varepsilon\Delta E\frac{d}{h}.$$

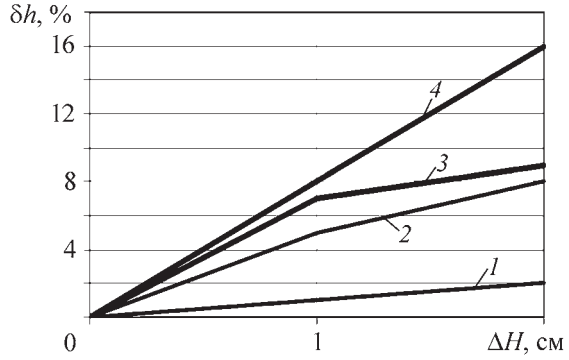


Рис. 3. Влияние степени деформации на погрешность высотных размеров поковок:
1 – d/h = 2, ε = 0,34; *2* – d/h = 2, ε = 0,1; *3* – d/h = 8, ε = 0,34; *4* – d/h = 8, ε = 0,1

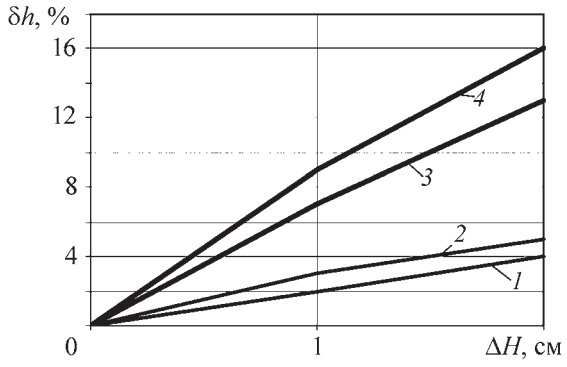


Рис. 4. Влияние напряжения текучести материала на погрешность высотных размеров поковок:
1 – d/h = 2, σ_s = 828 МПа; *2* – d/h = 2, σ_s = 932 МПа; *3* – d/h = 8, σ_s = 828 МПа; *4* – d/h = 8, σ_s = 932 МПа

Таким образом, для винтовых прессов с увеличением степени деформации ε погрешность δh снижается, с увеличением жесткости поковок d/h и погрешности наладки погрешность δh возрастает.

При холодной объемной штамповке происходят колебания напряжения текучести $\Delta\sigma_s$ и твердости материала заготовок, влияющие на точность штамповки. С этой целью заготовки из стали 45 (220 НВ; σ_s = 932 МПа) подвергали отжигу, при этом твердость была снижена до 160 НВ, а напряжение текучести – до σ_s = 828 МПа. Напряжение текучести определяли по экспериментальной кривой упрочнения, построенной по результатам осадки крешеров на испытательно-разрывной машине.

Колебания напряжения текучести материала (рис. 4) вызывают изменение степени деформации исходных заготовок и порога упрочнения материала. При d/h = 8, σ_s = 932 МПа погрешность δh = 16 %, в случае d/h = 8, σ_s = 828 МПа δh = 13 %, для поковок с малой жесткостью d/h = 2, σ_s = 828 МПа и d/h = 2, σ_s = 932 МПа погрешность δh = 4 и 5 % соответственно.

Для анализа совместного влияния колебаний напряжения текучести материала $\Delta\sigma_s$, жесткости поковки d/h и погрешности наладки ΔH выполнен полный факторный эксперимент ПФЭ$_3$–2^3 при следующих исходных данных: σ_s = 932 и 828 МПа; d/h = 8 и 2; ΔH = 1 и 2 см, характеризуемая изменением кинетической энергии ΔE.

В результате получена адекватная математическая модель уравнения регрессии:

$$y(\delta h,\ \%) = 5{,}9 + 1{,}6\sigma_s - 2{,}4\Delta E - 3{,}4\frac{d}{h} - 0{,}7\sigma_s\,\Delta E -$$
$$-0{,}16\sigma_s\,\frac{d}{h} - 1{,}4\Delta E\frac{d}{h} - 0{,}7\sigma_s\,\Delta E\frac{d}{h}.$$

Получили, что при увеличении напряжения текучести материала погрешность высотных размеров поковок возрастает, а при увеличении жесткости поковок и погрешности наладки – снижается.

Выводы

1. С увеличением жесткости поковок и снижением жесткости системы пресс–штамп влияние случайной погрешности объема исходных заготовок на точность высотных размеров снижается. Значительное снижение жесткости системы пресс–штамп для винтового пресса ведет к значительному расходу кинетической энергии.

2. Точность штамповки зависит от силы деформирования, степени деформации и физико-механических свойств материала, жесткости поковок; при совместном влиянии могут усиливать или ослаблять погрешность высотных размеров поковок при наладке пресса.

3. Винтовые прессы не трудоемки в наладке, имеют высокий КПД и скорость деформирования, могут обеспечивать получение поковок повышенной точности высотных размеров без предварительной механической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Антонюк Ф.И., Вяткин А.Г.** Влияние погрешности наладки кривошипных и гидравлических прессов на точность поковок, получаемых холодной объемной штамповкой // Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение. 2002. № 2. С. 115–126.

2. **Антонюк Ф.И., Вяткин А.Г.** Точность холодной осадки цилиндрических заготовок // Кузнечно-штамповочное производство. 2000. № 10. С. 16–20.

3. **Рыжов Э.В., Горленко О.А.** Математические методы в технологических исследованиях. Киев: Наукова думка, 1990.

4. **Ланской Е.Н.** Общие методы анализа жесткости прессов для объемной штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. 1969. № 5. С. 29–32.

Андрей Геннадиевич Вяткин, канд. техн. наук,
m1@bmstu-kaluga.ru;
Сергей Валентинович Матвеев, аспирант

УДК 621.778.014

Г.Н. Гурьянов *(ООО "ФЕНИКС +", г. Белорецк)*

Вариационный метод поиска рациональной геометрии рабочего канала волоки для волочения круглого сплошного профиля

Выполнены по предлагаемым функционалам расчеты прироста осевого напряжения при изменяющихся вдоль рабочего канала параметрах деформации. Значимость влияния формы канала волоки (выпуклая, коническая или вогнутая деформирующая поверхность) на осевое напряжение зависит от коэффициентов вытяжки, граничного трения и деформационного упрочнения протягиваемого металла.

Calculations of axial stress gain under varying along the working channel of deformation parameters are perfomed on offered functionals. Significance of influence of channel shape die (convex, conical or concave deforming surface) on axial stress depends on coefficients of drawing, boundary friction and deformation hardening of stretched metal.

Ключевые слова: волочение; проволока; осевое напряжение; вариационная задача; интегральный функционал; граничные условия; форма рабочей поверхности инструмента; коэффициент трения; экономия электрической энергии.

Keywords: drawing; wire; axial stress; variational problem; integral functional; boundary conditions; form of tool working surface; friction coefficient; saving electricity.

Прирост осевого напряжения определяется главным образом по аналитическим зависимостям при постоянных значениях угла наклона образующей рабочего канала волоки α и коэффициента контактного трения f. Однако на практике широко применяются волоки с выпуклой радиальной формой рабочего канала.

Условия внешнего трения не постоянны вдоль оси волочения по причине изменения в этом направлении температуры, давления и микрогеометрии контактируемых поверхностей рабочего канала волоки и протягиваемой заготовки. В процессе волочения неравномерно изнашивается рабочий канал волоки, что приводит к изменению микрорельефа поверхности и геометрической формы канала. Это также влияет на однородность распределения напряжения трения по деформирующей поверхности волоки [1].

Необходимость расчета осевого напряжения при изменении по длине канала волоки параметров деформации показана в работах [1–4]. Например, при расчете прироста осевого напряжения в рабочем канале с радиальной формой сначала определяли средневзвешенный полуугол наклона его образующей [3]. Затем гипотетическое значение угла подставляли в формулу для расчета напряжения при постоянном значении угла α.

Приняли степенную зависимость предела текучести от коэффициента вытяжки μ в проходе волочения

$$\sigma_{sk} = \sigma_{s0}\mu^{k},$$

где σ_{s0}, σ_{sk} – предел текучести на входе и выходе очага пластической деформации соответственно; k – коэффициент упрочнения.

Для этой нелинейной зависимости предела текучести получено выражение для расчета прироста осевого напряжения:

$$I = \sigma_z = \sigma_{s0}\int_1^{\mu}(1 + f\mathrm{ctg}\alpha)\mu^{k-1}\,d\mu. \qquad (1)$$

Уравнение (1) в отличие от известных формул включает в себя определенный интеграл с первообразной F, которая определяет формулу [4]:

$$F(\mu) - F(1) = \sigma_z = (\sigma_{s0}/k)(\mu^{k} - 1)(1 + f\mathrm{ctg}\alpha). \qquad (2)$$

Обоснование применения формулы (2) и примеры расчетов по ней приведены в работах [4–8]. Определим прирост осевого напряжения по интегральному выражению (1) при постоянных и переменных значениях α и f вдоль длины очага.

Приняли следующие значения параметров деформации: предел текучести металла до обжатия σ_{s0} = 1000 МПа; коэффициент трения f = 0; 0,10 и 0,25; коэффициент упрочнения k = 0 и 0,75; постоянный угол α = 8 и 14°. Коэффициент вытяжки варьировали от 1 до 2. Расчеты выполняли также при переменном значении угла α, изменяющегося согласно зависимостям:

$$\alpha = 8/\mu; \quad (3)$$

$$\alpha = 8\mu; \quad (4)$$

$$\alpha = 20 - 4\mu; \quad (5)$$

$$\alpha = 2 + 8\mu. \quad (6)$$

Взаимосвязь параметров α и μ в виде (3) и (5) определяет выпуклый профиль рабочего канала волоки, а в виде (4) и (6) – вогнутый профиль. При выпуклом канале угол α с ростом деформации уменьшается, при вогнутом канале – увеличивается и при постоянном значении α имеем конический профиль.

При коэффициенте вытяжки μ = 2 угол α по равенству (3) равен 4°, по (4) – 16 °, по (5) – 12° и по (6) – 18°. Результаты расчета при постоянных и переменных значениях угла α приведены на рис. 1.

Отметим, что порядок расположения линий относительно осей графиков рис. 1 одинаковый в пределах заданных значений коэффициента вытяжки μ и прироста осевого напряжения σ_z. Линия *7* на рис. 1 построена для случая отсутствия контактного трения. Эта линия является единственной для постоянных и переменных значений угла α при фиксированном коэффициенте упрочнения.

Рассмотрим характер расположения кривых *4*, *5* и *6* (см. рис. 1), находящихся ближе друг к другу от остальных. Среднее арифметическое значение угла α, определенное для зависимостей *5* и *6* по двум крайним значениям коэффициента вытяжки μ = 1 и 2, равно 14°. Кривая *5* при μ < 2 расположена ниже линий *4* и *6*, так как угол α в начале деформации больше. Но с ростом деформации угол α уменьшается, что приводит к повышению интенсивности прироста осевого напряжения.

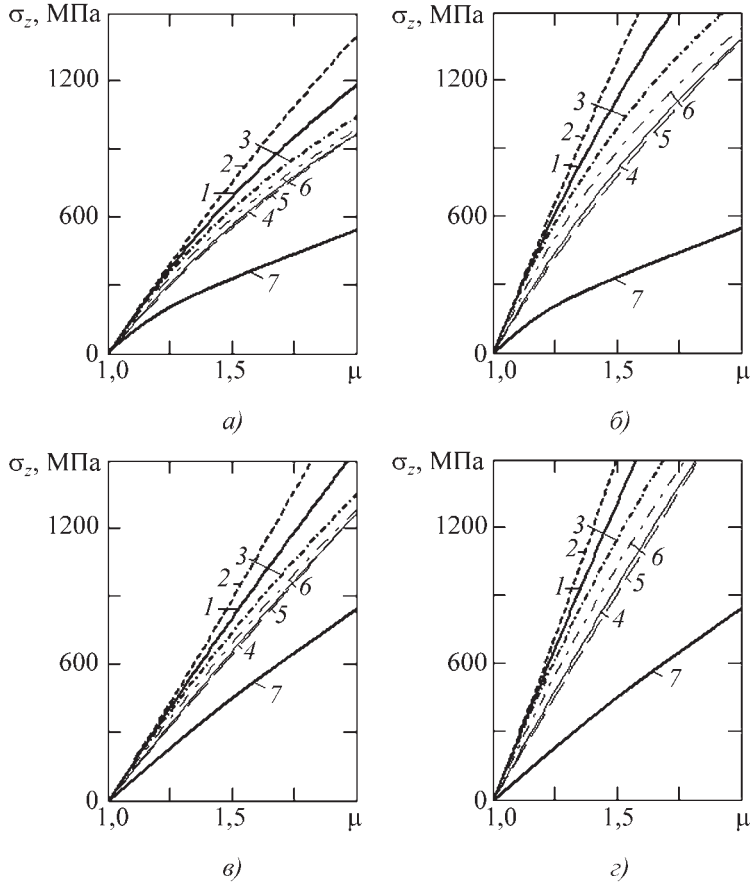


Рис. 1. Зависимости прироста осевого напряжения σ_z от коэффициента вытяжки μ при переменных значениях угла α:
а, *б* – k = 0; *в*, *г* – k = 0,75; *а*, *в* – f = 0,10; *б*, *г* – f = 0,25; *1* – α = 8°; *2* – $\alpha = 8/\mu$; *3* – $\alpha = 8\mu$; *4* – α = 14°; *5* – $\alpha = 20 - 4\mu$; *6* – $\alpha = 2 + 8\mu$; *7* – f = 0

На входе очага деформации α = 14, 16 и 12° при построении соответствующих зависимостей *4*, *5* и *6*. Поэтому кривая *6* находится выше первых двух до степени деформации с μ = 2, хотя для нее угол α = 16° при μ = 2, а при построении кривой *5* при указанном коэффициенте вытяжки α = 12°. Таким образом, напряжение на выходе рабочего канала определяется не только значением угла α в этом месте, но и всей формой канала, в частности, и углом его образующей линии в точке начала пластической деформации заготовки.

По равенству (6) угол α при всех значениях коэффициента μ больше на 2°, чем по аналогичному отношению (4). Поэтому кривая *6*, построенная с использованием равенства (6), несколько ниже линии *3*.

В начале очага деформации при построении зависимостей *1–3* угол α = 8°. С увеличением коэффициента вытяжки усилилось различие угла α, что привело к расхождению линий для этих зависимостей. При коэффициенте трения 0,25 более заметно расхождение кривых с ростом деформации. Кривая *3* для вогнутого канала находится ниже линий *2* и *1* для выпуклого и конического канала соответственно.

Снижение прироста осевого напряжения с увеличением угла α наглядно проявляется при рассмотрении кривых, построенных при постоянном значении угла α = 8° (кривая *1*) и α = 14° (кривая *4*). Кривая *4* менее наклонена к оси абсцисс, чем линия *1*. Следует отметить одинаковую форму линии *7* при отсутствии трения и кривых при f = 0,10 и 0,25, как в случае отсутст-

вия упрочнения (рис. 1, *а*, *б*), так и при его действии (рис. 1, *в*, *г*).

Для конического канала с $\alpha = 6$ и 12°, для выпуклого профиля с изменением угла согласно равенству $\alpha = 12/\mu$ и вогнутого профиля канала с $\alpha = 12\mu$ (рис. 2) рассчитали прирост напряжения при постоянном коэффициенте трения 0,025 и 0,10 и переменных его значениях, определяемых выражениями:

$$f = 0{,}025\mu; \quad (7)$$

$$f = 0{,}025/\mu; \quad (8)$$

$$f = 0{,}10\mu; \quad (9)$$

$$f = 0{,}10/\mu. \quad (10)$$

Расчет проводили при коэффициенте упрочнения $k = 0{,}75$. При коническом и вогнутом канале (см. рис. 2, *а*, *б*, *г*) линии графиков почти прямолинейные и несколько вогнутые при выпуклом канале (см. рис. 2, *в*), особенно на его участках канала с повышенным коэффициентом трения. Рост α и уменьшение исходного значения коэффициента трения от 0,10 до 0,025 привело к снижению угла наклона всех кривых рис. 2. Повышение обжатия заготовки усиливает влияние исходного значения коэффициента трения и характера его изменения вдоль длины очага деформации.

Увеличение угла α от 6 до 12° и выше привело к существенному уменьшению прироста напряжения, что выражено при повышенных значениях коэффициентов вытяжки и трения. Рост угла α вызвал также снижение значимости влияния коэффициента трения на прирост осевого напряжения. Например, все кривые при вогнутом профиле (см. рис. 2, *г*) находятся ближе друг к другу, чем при коническом профиле с $\alpha = 6°$ (см. рис. 2, *а*) и 12° (см. рис. 2, *б*) и выпуклом рабочем канале (см. рис. 2, *в*).

Угол α и коэффициент трения согласно граничным условиям (3)–(6) и (7)–(10) соответственно изменяются непрерывно при увеличении коэффициента вытяжки от 1 до μ. Длину очага деформации можно разбить на n участков с коэффициентами вытяжки μ_1, μ_2, ..., μ_n и своими значениями α и f. Тогда прирост осевого напряжения в деформирующей части волоки определяется соответствующими выражениями:

$$I_\alpha = \sigma_{s0} \sum_{i=1}^{n} \int_{\mu^*_{i-1}}^{\mu^*_i} (1 + f \operatorname{ctg}\alpha_i) \mu^{k-1} d\mu; \quad (11)$$

$$I_f = \sigma_{s0} \sum_{i=1}^{n} \int_{\mu^*_{i-1}}^{\mu^*_i} (1 + f_i \operatorname{ctg}\alpha) \mu^{k-1} d\mu. \quad (12)$$

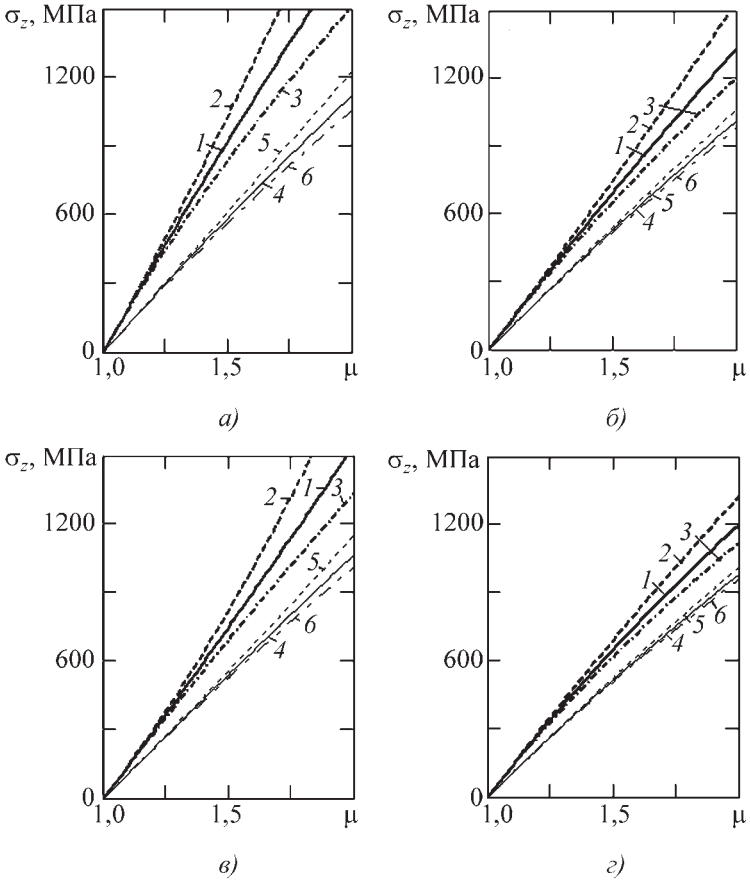


Рис. 2. Зависимости прироста осевого напряжения σ_z от коэффициента вытяжки μ при $k = 0{,}75$:

а – $\alpha = 6°$; *б* – $\alpha = 12°$; *в* – $\alpha = 12/\mu$; *г* – $\alpha = 12\mu$; *1* – $f = 0{,}10$; *2* – $f = 0{,}10\mu$; *3* – $f = 0{,}10/\mu$; *4* – $f = 0{,}025$; *5* – $f = 0{,}025\mu$; *6* – $f = 0{,}025/\mu$

Может наблюдаться и непостоянство вдоль рабочего канала волоки не одного, как в формулах (11) и (12), а всех или двух из параметров деформации α, f и k. В этом случае значительно возрастает число слагаемых интегралов при расчете суммарного прироста осевого напряжения.

Для приближенного расчета прироста осевого напряжения на осуществление сдвиговой деформации металла в начале и конце конического рабочего канала часто используют следующую формулу:

$$\sigma_{z\alpha} = \frac{4 \operatorname{tg}\alpha \sigma_s}{3\sqrt{3}},$$

где σ_s – среднеарифметическое значение предела текучести в очаге деформации, определяемое по значениям предела текучести на входе и его выходе. Для принятого закона упрочнения имеем

$$\sigma_s = \sigma_{s0} (1 + \mu^k)/2.$$

При выпуклой или вогнутой форме рабочего канала волоки значение угла сдвига металла на входе и вы-

Результаты расчета основных параметров деформации при разных функциях профиля канала α(μ)

Номер функции α(μ)	α (μ), °	α_1, °	L	L_z	$I(\sigma_z)$	$\sigma_{z\alpha_1}$	J	$\alpha_{0\,опт}$, °	$\alpha_{1\,опт}$, °	$J_{опт}$, МПа
			мм		МПа					
1	$\alpha_0 = 20$	20	0,54	0,50	485	155	781	9,2	9,2	690
2	$\alpha_0/(\mu^2+\mu-1)$	7,3	0,92	0,90	535	54	730	14,9	5,4	715
3	$\alpha_0(\mu^2+\mu-1)$	55,0	0,35	0,29	459	608	1208	5,1	14,1	712
4	$\alpha_0/(\mu^2-\mu+1)$	11,4	0,69	0,66	505	86	732	12,0	4,4	693
5	$\alpha_0(\mu^2-\mu+1)$	35,0	0,43	0,39	471	298	910	6,9	18,9	702
6	$2\alpha_0/(\mu^2+\mu)$	10,7	0,73	0,70	510	80	731	12,5	6,6	697
7	$\alpha_0(\mu^2+\mu)/2$	37,5	0,41	0,37	468	327	936	6,5	12,2	701

ходе протягиваемой заготовки изменяется. Поэтому прирост осевого напряжения от сдвиговой деформации рассчитывали по формуле

$$\sigma_{z\alpha} = \frac{2\sigma_{s\,0}(\mathrm{tg}\alpha_0 + \mu^k \mathrm{tg}\alpha_1)}{3\sqrt{3}}. \qquad (13)$$

Прирост осевого напряжения в рабочем канале волоки с учетом сдвиговой деформации равен

$$J = I + \sigma_{z\alpha}. \qquad (14)$$

Пусть значение угла α, входящее в выражения (1), (13), зависит от коэффициента вытяжки μ. Для этого случая равенство (14) запишем в более развернутой форме:

$$J = \sigma_{s\,0}\int_1^{\mu}(1 + f\mathrm{ctg}\alpha(\mu))\mu^{k-1}d\mu + \sigma_{z\alpha}(\alpha(\mu)). \qquad (15)$$

Первое слагаемое I равенства (15) представляет интегральный функционал с фиксированным левым концом ($\mu_0 = 1$). Всю правую часть этого равенства будем называть целевым функционалом J на классе функций α(μ). Функционал J формализует актуальную технологическую задачу о выборе оптимального профиля рабочего канала волоки для минимизации осевого напряжения и тем самым снижения затрат электроэнергии в волочильном производстве. Функция α(μ), задающая профиль рабочего канала, должна удовлетворять граничным условиям, например, на входе и (или) выходе очага пластической деформации.

Воспользуемся уравнениями (13) и (15) для анализа зависимости прироста осевого напряжения в рабочем канале при коэффициенте трения $f = 0{,}05$, упрочнения $K = 0{,}25$ и вытяжки $\mu = 1{,}5$. Исходный радиус проволочной заготовки 1 мм. После протяжки с $\mu = 1{,}5$ радиус заготовки составил 0,82 мм.

Приняли семь функций формы профиля канала α(μ). Первая функция определяет постоянное значение угла α для конического канала, три функции определяют выпуклую поверхность канала и три функции – вогнутую поверхность (таблица).

При принятом на входе канала значении $\alpha_0 = 20°$ в таблице приведены следующие расчетные данные: α_1 – угол на выходе рабочего канала; L – длина линии образующей рабочей поверхности; L_z – проекция L на горизонтальную ось z; $I(\sigma_z)$ – угол прироста осевого напряжения в рабочем канале; $\sigma_{z\alpha_1}$ – прирост осевого напряжения на выходе канала от деформации сдвига при α_1; J – осевое напряжение на выходе канала с учетом деформации сдвига на входе и выходе очага пластической деформации; $\alpha_{0\,опт}$, $\alpha_{1\,опт}$ – угол на входе и выходе очага деформации соответственно, при котором достигается минимум функционала $J_{опт}$ (15).

На рис. 3 показаны зависимости угла наклона образующей рабочего канала от коэффициента вытяжки при принятых функциях формы и граничном условии на входе очага деформации $\alpha_0 = 20°$. При этом же гра-

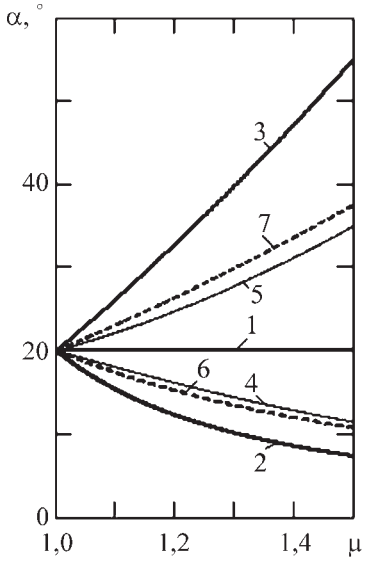


Рис. 3. Зависимости угла α рабочего канала от коэффициента вытяжки μ:
1–7 – номера функций формы профиля α(μ) (см. таблицу)

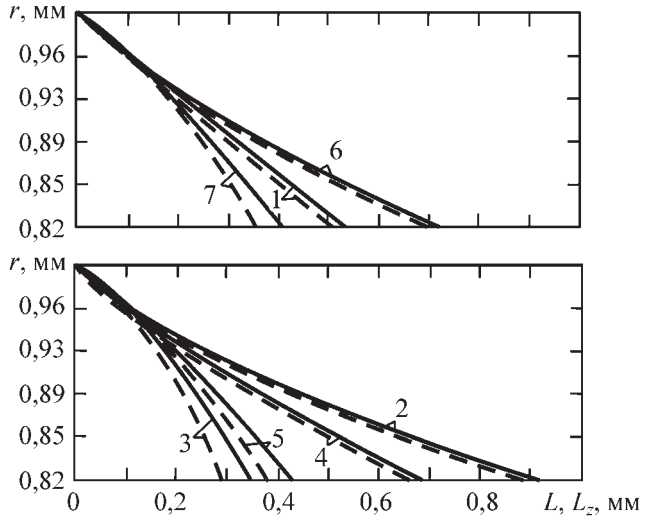


Рис. 4. Ордината *r* (радиус) точки на образующей рабочего канала в зависимости от длины образующей *L* и минимального ее удаления L_z от входа рабочего канала при α_0 = 20°:
1–7 – номера функций формы профиля α(μ) (см. таблицу); сплошные линии – зависимость от *L*; штриховые линии – зависимость от L_z

ничном условии на рис. 4 приведены результаты расчета ординаты (радиуса) точки на рабочей поверхности канала в зависимости от ее удаления L_z от начала пластической деформации заготовки и от длины *L* образующей профиля канала, отсчитываемой также от передней границы очага деформации.

Линия зависимости ординаты *r* от расстояния L_z представляет действительную форму профиля рабочего канала, если выполняется равенство соответствующих размеров *r* и L_z графика и натуры. Фиксированному значению *r* соответствует длина *L* контактной поверхности, которая больше своей проекции L_z на ось волочения *z*. Разность *L* и L_z определяется средним углом наклона образующей к оси *z* (см. рис. 3). Точка пересечения линии L_z графика с абсциссой определяет длину очага деформации при заданном коэффициенте вытяжки 1,5 проволочной заготовки диаметром 2,0 мм (см. рис. 4).

На входе прирост осевого напряжения от сдвига $\sigma_{z\alpha_0}$ = 140 МПа при разных функциях α(μ), так как при μ = 1 имеем равные значения параметров деформации (σ_{s0} = 1 000 МПа, α_0 = 20°).

На выходе рабочего канала существенно отличаются значения угла α_1 (см. рис. 3) и, как следствие, значения прироста осевого напряжения на осуществление сдвиговой деформации $\sigma_{z\alpha_1}$. При выпуклой форме рабочего канала (функции профиля канала № 2, 4 и 6) длина его образующей *L* и ее проекции L_z на горизонтальную ось больше, а разница значений *L* и L_z меньше.

Прирост осевого напряжения в рабочем канале *I* (σ_z) меньше и равен 459 МПа для функции профиля канала α(μ) № 3. Но так как для этого профиля значение угла на выходе максимально (α_1 = 55,0°), то прирост напряжения в этом месте от сдвига металла значительный ($\sigma_{z\alpha_1}$ = 608 МПа) и конечное напряжение равно 1209 МПа.

При неоптимальном значении угла на входе рабочего канала (α_0 = 20°) наименьший прирост осевого напряжения с учетом сдвиговой деформации *J* = 730 МПа наблюдается для функции профиля канала α(μ) № 2.

Значения оптимального угла на входе канала $\alpha_{0\,опт}$ определены при минимизации функционала (15). По $\alpha_{0\,опт}$ вычислены для каждой функции α(μ) значения угла $\alpha_{1\,опт}$ и суммарного прироста осевого напряжения $J_{опт}$ в конце рабочего канала. При оптимальном значении $\alpha_{0\,опт}$ наименьший прирост напряжения равен 690 МПа при коническом канале с углом α = 9,2°. Функция профиля канала № 3 определяет при $\alpha_{0\,опт}$ = 5,1° суммарный прирост напряжения 712 МПа, что значительно меньше, чем при неоптимальном значении α_0 = 20°.

Решение технологической задачи о поиске оптимального профиля рабочего канала волоки на основе целевого функционала *J* предполагает определение функции профиля α(μ) и значения определяющего параметра деформации $\alpha_{0\,опт}$, которые доставляют минимум *J*. Таким образом, расчеты с применением интегрального и целевого функционалов позволяют ускорить процесс проектирования оптимального профиля канала волоки.

Данная задача и задачи из области оптимального управления близки по своей математической постановке. Таким функциям и параметрам из оптимального управления, как "траектория управляемого объекта", "управление" и "время", соответствуют в данном случае функция формы профиля, определяющий параметр деформации и коэффициент вытяжки.

При вариационной постановке задач теории обработки металлов давлением упрощаются методы учета граничных условий [9], в частности при волочении круглого сплошного профиля [10, 11]. Это подтвердили расчеты осевого напряжения по уравнениям (1) и (15) при переменных значениях вдоль рабочего канала угла α и коэффициента трения.

Заключение. Предложенные функционалы *I* и *J* позволяют учитывать более сложные граничные условия при расчете осевого напряжения, чем при его определении по аналитическим зависимостям, включающим в себя усредненные значения предела текучести, коэффициента трения и угла наклона образующей рабочего канала. Целевой функционал *J* формализует экстремальную задачу поиска его минимума на классе функций α(μ), задающих геометрию рабочего канала волоки.

Данные расчетов показали, что с ростом коэффициентов вытяжки, трения и упрочнения усиливается разница прироста осевого напряжения, рассчитанно-

го для волок с выпуклой, вогнутой и конической формой рабочего канала.

В случае равенства угла наклона деформирующей поверхности в начале пластического течения металла при одной и той же степени деформации прирост осевого напряжения $I(\sigma_z)$ меньше при вогнутой форме канала. При переменном значении угла α прирост осевого напряжения от деформации сдвига металла $\sigma_{z\alpha}$ должен определяться с учетом его значений α_0 и α_1 и предела текучести на границах очага пластического обжатия заготовки.

При заданных параметрах деформации и граничных условиях существуют функции формы канала $\alpha(\mu)$ и значения определяющего параметра деформации $\alpha_{0\ опт}$, которые доставляют локальный или глобальный минимум функционалу J.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.

2. **Полек З.** Опыт применения волок с напорными втулками в Польше. Перевод № 31 / 1082 от 25.03.1980 г. Е.А. Галиулиной. Магнитогорск : ВНИИМЕТИЗ. 63 с.

3. **Николаев В.А., Таратута К.В.** Возможность уменьшения трения при волочении стали в сборном инструменте // Сталь. 2001. № 8. С. 89–92.

4. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.

5. **Гурьянов Г.Н.** Расчет осевых напряжений волочения при степенной зависимости предела текучести металла от вытяжки // Процессы и оборудование металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. / под ред О.С. Железкова. Вып. 7. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2006. С. 216–218.

6. **Гурьянов Г.Н.** Определение оптимальных углов рабочего конуса волоки при волочении проволоки // Заводская лаборатория. 2008. № 9. С. 61–63.

7. **Гурьянов Г.Н.** Расчет единичной предельной вытяжки при холодном волочении круглого сплошного профиля // Сталь. 2009. № 9. С. 78–79.

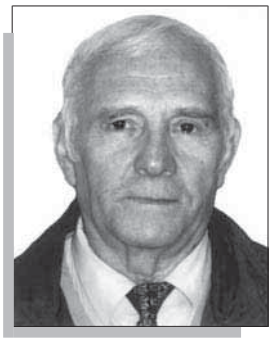
8. **Гурьянов Г.Н.** Радиальная сила на волоку и запас прочности при волочении проволоки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 2. С. 19–22.

9. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. Екатеринбург: Изд-во УГТУ–УПИ, 2001. 836 с.

10. **Математическая** модель процесса волочения в режиме гидродинамического трения на основе функционала принципа виртуальных скоростей и напряжений / В.Л. Колмогоров, Г.Н. Гурьянов, Б.А. Коломиец, Г.А. Щеголев. М., 1988. Деп. в ин-те "Черметинформация". № 7. С. 156, справка № 4595.

11. **Гурьянов Г.Н.** Выбор метода условной минимизации функционала при реализации вариационного принципа теории ОМД / Образование. Наука. Производство: сб. науч. тр. Магнитогорск: МГТУ, 2002. С. 131–137.

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru



К 80-летию Ю.М. Сигалова

7 июля 2011 г. исполнилось 80 лет известному ученому в области прокатного производства титановых и жаропрочных сплавов, канд. техн. наук, ведущему научному сотруднику ВИЛС Юрию Михайловичу Сигалову.

Окончив в 1954 г. Московский институт стали и сплавов, завершив учебу в аспирантуре ИМЕТ им. А.А. Байкова АН СССР, после защиты кандидатской диссертации под научным руководством чл.-кор. И.М. Павлова Ю.М. Сигалов в 1961 г. был направлен на работу в ВИЛС, где прошел путь от ведущего инженера до начальника научно-производственного прокатного комплекса.

Под его научным руководством были разработаны и внедрены новые прогрессивные технологии производства широкой гаммы листовых и сортовых полуфабрикатов из титановых, тугоплавких, жаропрочных и специальных сплавов, а также многослойных листов на их основе, в том числе методом вакуумной прокатки.

Под руководством Ю.М. Сигалова были созданы уникальный 12-клетьевой непрерывный стан для прокатки проволоки из титана, а также однократный волочильный стан, оснащенный индукционной печью, для волочения проволоки из высокопрочных титановых сплавов.

За участие при создании на Верхнесалдинском металлургическом производственном объединении современной промышленной базы и освоение производства листовых полуфабрикатов из титановых сплавов широкого сортамента, включая плиты, листы и фольгу, Ю.М. Сигалову была присуждена Государственная Премия СССР.

Активная научно-техническая деятельность Юрия Михайловича нашла свое отражение в опубликованных монографии, 80 статьях и 20 изобретениях.

За успехи в труде Ю.М. Сигалов награжден медалями правительства СССР, золотой, серебряной и бронзовыми медалями ВДНХ.

Коллектив редакции и редакционный совет поздравляют Юрия Михайловича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия и новых творческих свершений!

УДК 621.762.32:621.365.5

Е.С. Козик, Д.И. Чурносов, Н.А. Северюхина
(ГОУ ОГУ "Оренбургский государственный университет")

Влияние технологических факторов на размер зерна и свойства порошковых низколегированных сталей

Определено влияние пористости, температуры нагрева под закалку и длительности выдержки нагрева под закалку на физико-механические свойства порошковых низколегированных сталей. Показано, что для материала СП100 температура нагрева практически не влияет на размер зерна и с повышением температуры и времени выдержки роста зерна не обнаружено, а для материала СП150Д3 с повышением температуры и времени выдержки наблюдается его измельчение и увеличение балла от 5–6 до 7–8.

The influence of porosity, temperature of heating for quenching and duration of heating exposure for hardening on physical and mechanical properties of powder low-alloy steels is determined. It is shown that for material SP100 heating temperature does not effect the grain size and with increasing temperature and holding time of grain growth is not detected, and for material SP150D3 with increasing temperature and exposure time is observed to increase in the grinding and score from 5–6 to 7–8.

Ключевые слова: порошковая металлургия; термическая обработка; нагрев; низколегированная сталь; длительность нагрева.

Keywords: powder metallurgy; heat treatment; heating; low-alloy steel; heating duration.

Особенностью термической обработки спеченных порошковых железоуглеродистых низколегированных сталей является их высокая чувствительность к тепловому воздействию, что объясняется изменением теплофизических характеристик с изменением пористости.

Известно, что структурные особенности спеченных частиц, степень дефектности их кристаллического строения оказывают значительное влияние на кинетику уплотнения пористого тела, на формирование физико-механических свойств порошковых материалов при нагреве [1, 2].

Влияние пористости, температуры и длительности нагрева под закалку на размер зерна и свойства порошковых железоуглеродистых материалов изучено недостаточно.

Основываясь на традиционных методах исследования в материаловедении для компактных сталей, были проанализированы структуры и свойства образцов, изготовленных из материалов СП100 и СП150Д3 с пористостью 15, 20 и 25 %.

Исследования проводили с использованием матриц планирования экспериментов, в которых варьировались пористость, температура нагрева и время выдержки под закалку [3].

Температура нагрева составляла 800...900 °С, а длительность выдержки – 5...30 мин.

При исследовании размера зерен порошковых сталей и изучении кинетики процесса нагрева применяли высокотемпературную установку ИМАШ-5С с частичной модернизацией – отключили вакуумную систему, использовали продувку водородом, видоизменили подложку и пропускали электрический ток (рис. 1 и 2). Экспозиция проводилась на фотопленку с последующей печатью. Время нагрева до заданной температуры составляло 1 мин.

При исследовании балла зерна (ГОСТ 5639–85) порошковых сталей действительные границы зерен выявляли методом травления [4].

Размер зерен определяли методом секущих по С.А. Салтыкову. Число пересечений выбирали достаточным для определения среднего размера зерна $d_{ср}$ с относительной ошибкой при подсчете 5...8 %. При подсчете $d_{ср}$ учитывали возможную линейную ориентацию границ зерен.

Рост зерна в порошковых образцах зависит от воздействия двух факторов: предварительной деформации и пористости.

Анализ степени дефектности тонкой структуры и напряженного состояния фаз низколегированных же-

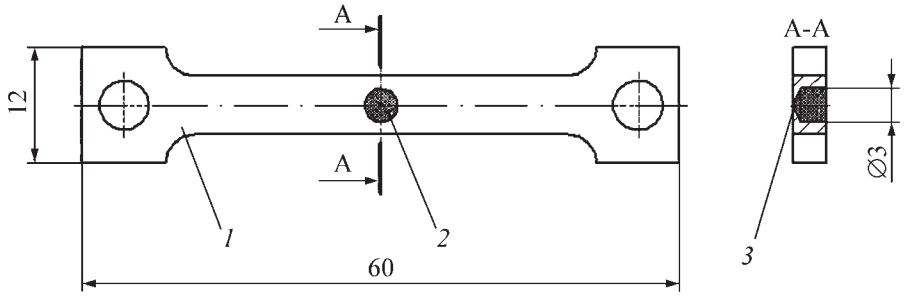


Рис. 1. Подложка с исследуемым образцом:
1 – подложка, материал Ст1; *2* – исследуемый образец; *3* – термопара

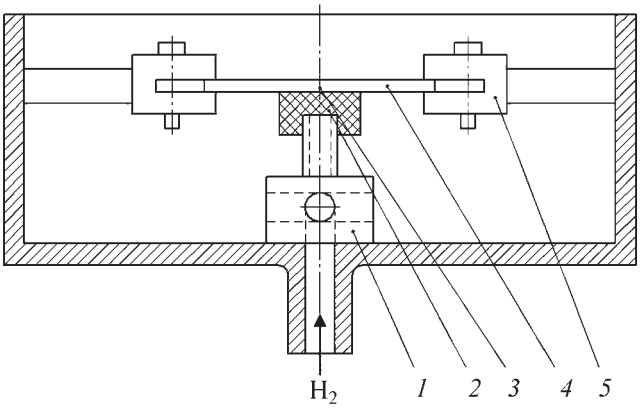


Рис. 2. Схема рабочей камеры:
1 – полая подложка; *2* – алундовый изолятор; *3* – термопары; *4* – захваты; *5* – подложка с исследуемым образцом

лезных порошковых сталей осуществлялся на рентгеновском дифрактометре МД-10.

Содержания меди и углерода в различных фазах измеряли с помощью растрового электронного микроскопа с системой рентгеновского микроанализа РЭМ-100У.

Отбор проб и приготовление шлифов для металлографического анализа осуществляли в основном так же, как и для компактных сплавов [4]. Результаты испытаний, определенные как средние из 8...10 измерений, получены после их статистической обработки [3].

У полученных материалов исследовали микроструктуру, фазовый состав и основные структурные характеристики (таблица).

Анализ данных таблицы позволяет установить, что при подшихтовке 3 % Cu к железному порошку при спекании выделяется свободная медь в виде мелких дисперсных включений преимущественно по границам кристаллитов, часть меди входит в твердый раствор феррита, что приводит к изменению параметра элементарной ячейки по сравнению с материалами из железного порошка. Подшихтовка меди в присутствии углерода приводит к менее дисперсным блокам и повышенным значениям микронапряжений.

В результате в образцах с высокой плотностью на начальной стадии нагрева (5...10 мин) роста зерна практически не наблюдается, происходит даже некоторое его уменьшение, так как действуют факторы, которые в отдельности оказывают прямо противоположное воздействие на рост зерна.

С одной стороны, высокая плотность благоприятствует росту зерна (уменьшается тормозящее действие пор), с другой стороны, применение высокого давления прессования ведет к образованию большого числа центров рекристаллизации, к более мелкому зерну. Поэтому на начальных стадиях нагрева необходимо рассматривать рост зерна как процесс, обусловленный взаимодействием двух факторов – пористости и давления прессования.

Из рис. 3 видно, что на рост зерна в начальный период преобладающее действие оказывает один из факторов. При нагреве образцов с пористостью 15 % фактор давления преобладает над фактором пористости и зерно уменьшается. В остальных случаях фактор пористости является преимущественным, вследствие чего идет увеличение зерна.

Основные структурные характеристики исследуемых материалов

Материал	Химический состав, %			Пористость, %	Параметр электронной ячейки феррита, нм	Микронапряжения, $\frac{\Delta a}{a}\cdot 10^{-3}$	Размер блоков мозаики, 10^{-2} мкм
	$C_{общ}$	$C_{связ}$	Cu				
СП100	0,73	0,59	–	25	0,2861	0,41	7,9
	0,73	0,60	–	20	0,2872	0,72	6,7
	0,83	0,65	–	15	0,2873	0,36	7,1
СП150Д3	0,98	0,77	2,72	25	0,2877	0,23	5,7
	0,95	0,79	2,73	20	0,2879	0,25	4,7
	1,05	0,89	2,74	15	0,2878	0,27	4,7

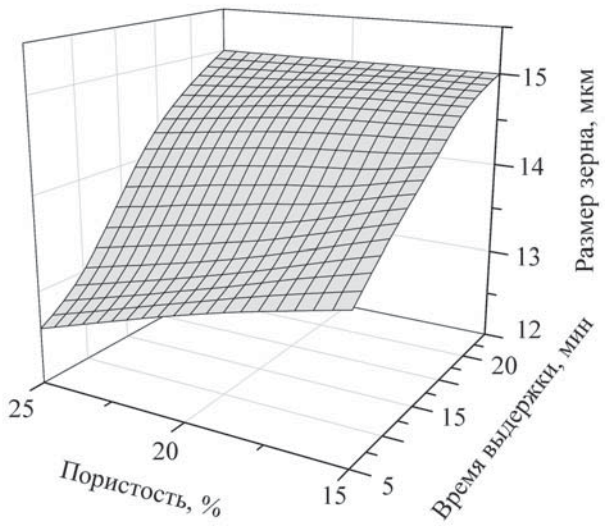


Рис. 3. Рост зерна аустенита при нагреве под закалку 900 °С материала СП150Д3 в зависимости от пористости и времени изотермической выдержки

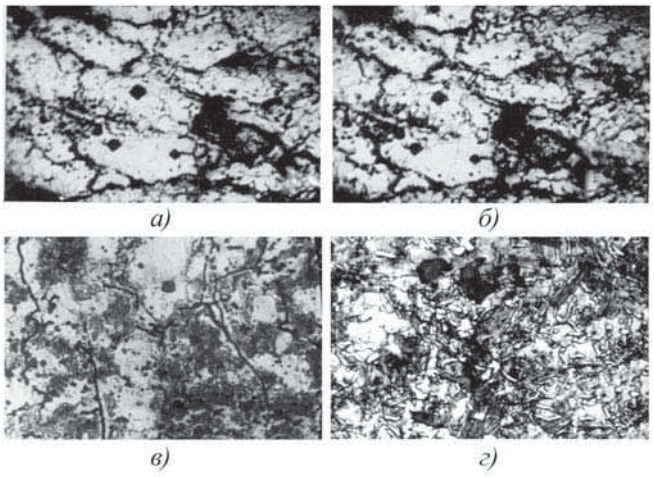


Рис. 4. Микроструктура спеченных материалов СП100-2 (*а*, *б*) и СП150Д3-2 (*в*, *г*) при повышенных температурах (×340): *а* – 800 °С, 10 мин; *б*, *г* – 900 °С, 30 мин; *в* – 800 °С, 5 мин

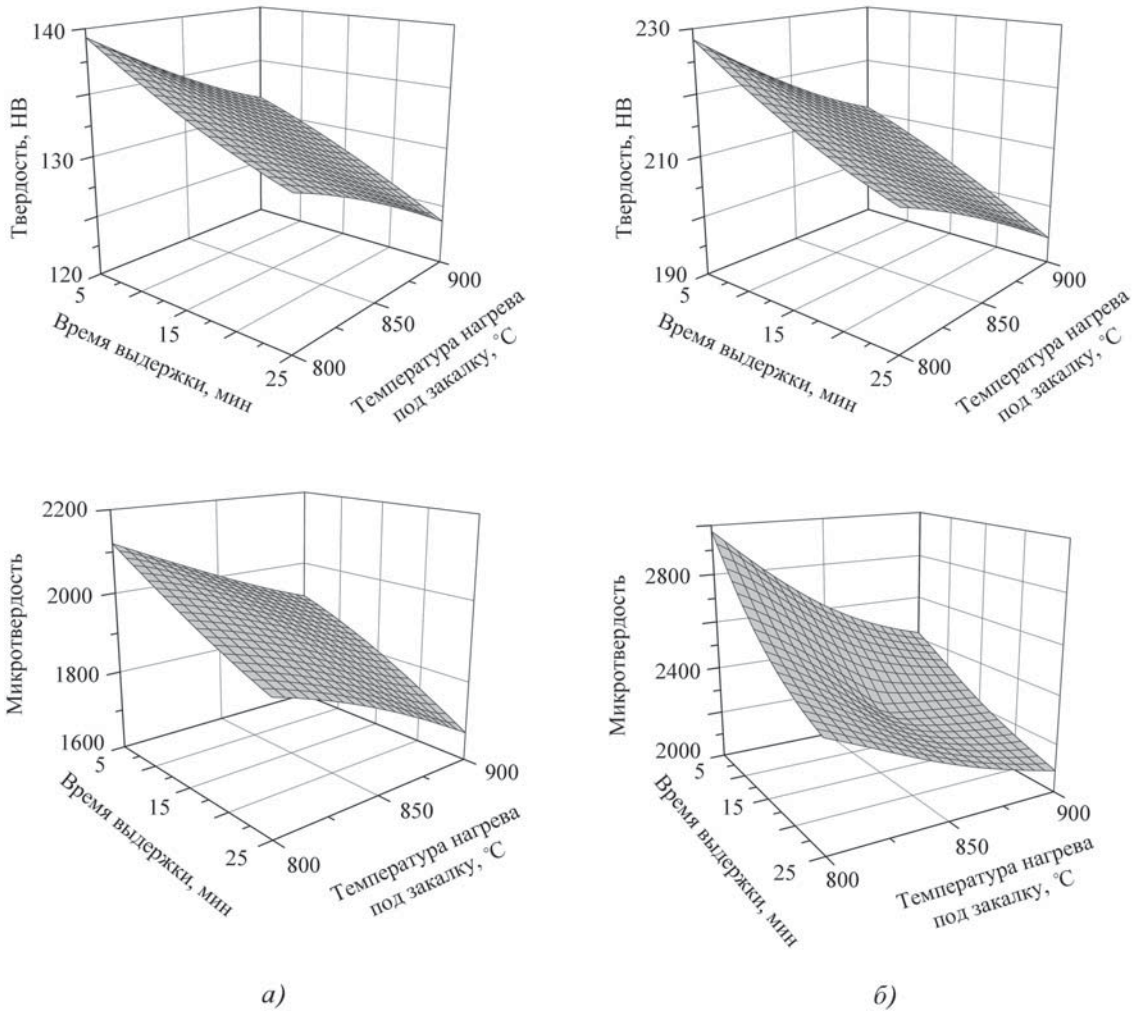


Рис. 5. Изменение твердости и микротвердости в зависимости от температуры и времени выдержки нагрева под закалку для материалов СП100-2 (*а*) и СП100Д2,5-2 (*б*)

При анализе структур на рис. 4 можно отметить следующее: для материала СП100-2 температура нагрева практически не влияет на размер зерна и с повышением температуры нагрева от 800 до 900 °С и времени выдержки от 5 до 30 мин металлографическим исследованием роста зерна не обнаружено.

Для материала СП150Д3-2 с повышением температуры нагрева от 800 до 900 °С и времени выдержки от 5 до 30 мин наблюдается измельчение зерна и увеличение его балла от 5–6 до 7–8.

Исследования, проведенные для материалов при температурах от 1000 до 1100 °С, показали незначительное увеличение зерна до 4–5-го балла.

Необходимо отметить положительное влияние меди на незначительное изменение размера зерна при нагреве железоуглеродистых материалов.

Сравнивая значения твердости НВ и микротвердости на рис. 5, можно отметить, что повышение температуры нагрева и времени выдержки ведет к уменьшению твердости для материала СП100-2 на 10...12 %, а для материала СП150Д3-2 на 15...20 % и микротвердости для материала СП100-2 на 25 %, а для материала СП150Д3-2 на 40 %.

Выводы

1. Более высокая плотность материала способствует образованию более мелких зерен при небольшой выдержке при заданной температуре.

2. Легирование порошковых материалов медью положительно влияет на изменение размера зерна при нагреве железоуглеродистых низколегированных материалов.

3. Длительная изотермическая выдержка при нагреве не приводит к значительному росту зерна, т.е. при выборе режимов термической обработки длительность изотермической выдержки не является препятствующим фактором (нагрев можно проводить с использованием печей, соляных ванн и ТВЧ).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

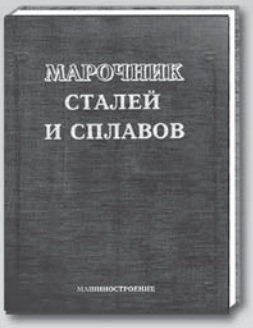
1. **Богодухов С.И.** Термообработка порошковых сталей // Вестник ОГУ. 2004. № 5. С. 150–153.

2. **Богодухов С.И., Козик Е.С., Чурносов Д.И.** Исследование структурных процессов при скоростном спекании и термическая обработка порошковых сталей с использованием ТВЧ // Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных конструкционных материалов и сплавов: мат. Междунар. науч. конф. Орск, 2009. С. 395–400.

3. **Вертинская Н.Д.** Математическое моделирование многофакторных и многопараметрических процессов в многокомпонентных системах. Иркутск: ИрГТУ, 2000. 286 с.

4. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления. Москва: Металлургия, 1988. 400 с.

Елена Станиславовна Козик, канд. техн. наук,
matm@mail.osu.ru;
Дмитрий Иванович Чурносов, преподаватель;
Наталья Александровна Северюхина,
ст. преподаватель



МАРОЧНИК СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ. **3-е изд.**

А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др.

Под ред. **А.С. Зубченко**

2011. – 784 с. ISBN 978-5-94275-582-9 **Цена 4180 р.**

Содержит около 600 марок сталей и сплавов черных металлов. Для каждой марки указаны назначение, химический состав, механические свойства в зависимости от состояния поставки, температуры, режимов термообработки, поперечного сечения заготовок, места и направления вырезки образца, описан комплекс технологических свойств. Приведены системы маркировки сталей по Евронормам и национальным стандартам. В приложениях даны физические свойства; механические свойства в зависимости от температур отпуска, испытания, ковочных; жаропрочные свойства; марки, характеристики и области применения электротехнических и транспортных сталей; зарубежные материалы, близкие по химическому составу к отечественным; перевод твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу и Шору; соответствие различных шкал температур.

Во втором издании (1-е изд. 2001 г.) увеличено количество марок сталей и сплавов, в приложении приведены строительные и транспортные стали и некоторые их зарубежные аналоги, расширены сведения по маркировке сталей в национальных стандартах различных стран.

Для конструкторов, технологов, металловедов, исследователей и других специалистов всех отраслей машиностроения, полезен преподавателям и студентам вузов.

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

УДК 669.583.9

В.В. Гостищев, М.В. Тепляшин*, Е.Д. Кузнецов, В.В. Петров**
(Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск,
** Северо-восточный государственный университет, г. Магадан,*
*** Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск)*

Получение сплавов W–Cr, W–Cr–Mo металлотермией оксидов металлов для электрошлаковой наплавки

Изучены условия получения сплавов вольфрама с хромом и молибденом металлотермией шеелитового концентрата с добавками оксидов легирующих элементов. Установлен состав шихты для обеспечения максимального выхода металлов в сплав. Применение сплавов W–Cr, W–Cr–Mo при электрошлаковой наплавке бил молотковых мельниц увеличивает их износостойкость в 2,5 раза.

The conditions for obtaining of tungsten alloys with chromium and molibdenum by metallothermy of scheelite concentrate with additions of alloying elements oxides are studied. The composition of charge for ensuring of maximum yield of metals in the alloy is istablished. The use of alloys W–Cr, W–Cr–Mo in electroslag surfacing of beat hammer mills increase their wear resistant in 2,5 times.

Ключевые слова: сплавы вольфрама; хром; молибден; металлотермия; шеелитовый концентрат; электрошлаковая наплавка.

Keywords: tungsten alloys; chromium; molybdenum; metallothermy; scheelite concentrate; electroslag surfacing.

Современное машиностроение требует применения материалов, обладающих не только повышенной прочностью, но и специальными свойствами, износостойкостью, жаростойкостью, коррозионно-стойкостью, обеспечивающими длительную надежную работу деталей в разнообразных условиях эксплуатации. Для получения таких материалов на основе сталей необходимо их легирование такими элементами, как вольфрам, хром, молибден, титан, цирконий и др. [1].

Традиционные процессы получения этих металлов, в том числе молибдена и вольфрама, предусматривают использование сложных технологических схем, дорогостоящего оборудования и отличаются большими затратами [2]. Перспективы развития экономичных технологических процессов получения этих металлов связаны с исследованиями прямой переработки рудных концентратов, например, методами металлотермии. Эти процессы находят все большее применение в металлургии, химии и в первую очередь в производстве металлов, сплавов, материалов специального назначения [3].

Большие тепловые эффекты экзотермических реакций, характерные для этих процессов, позволяют в ряде случаев отказаться от печных установок для нагрева шихты. Это существенно упрощает технологию, повышает производительность и снижает себестоимость продукции. Известно, что металлотермический процесс обеспечивает глубокую переработку шеелитового концентрата с получением сплавов вольфрама [4].

Настоящая статья посвящена исследованию условий получения сплавов W–Cr, W–Cr–Mo при алюминотермической переработке шеелитового концентрата и их применению для электрошлаковой наплавки бил молотковых мельниц.

В качестве исходного сырья использовали шеелитовый концентрат (табл. 1), оксид хрома, оксид молибдена, алюминиевый порошок технической чистоты.

Процесс алюминотермической плавки шеелитового концентрата с оксидами хрома, молибдена с большой долей вероятности можно представить в виде суммы частных реакций восстановления отдельных компонентов (табл. 2).

Принципиальную возможность получения металла в результате проведения алюминотермической реакции определяет изобарно-изотермический потенциал (энергия Гиббса ΔG, кДж/моль).

Результаты определения температурной зависимости изобарного потенциала реакций восстановления

1. Состав шеелитового концентрата, % мас.

WO_3	MoO_3	Fe_2O_3	TiO_2	MnO	CaO	MgO	Al_2O_3	SiO_2
55	1	5	0,25	0,2	19	2,4	0,8	8

2. Параметры алюминотермических реакций

Реакция восстановления оксидов	Тепловой эффект реакции Q, кДж/моль	Энергия Гиббса ΔG, кДж/моль	Расход алюминия, г/кг
$WO_3 + 2Al = W + Al_2O_3$	835	–819	233
$Cr_2O_3 + 2Al = 2Cr + Al_2O_3$	536	–524	335
$MoO_3 + 2Al = Mo + Al_2O_3$	930	–914	375
$Fe_2O_3 + 2Al = 2Fe + Al_2O_3$	851	–839	338

показали, что в рассматриваемом температурном интервале образование сплавов W–Cr, W–Cr–Mo возможно (рис. 1). При этом не исключено восстановление примесных элементов, входящих в состав шеелитового концентрата, например железа (табл. 3).

Одним из параметров алюминотермической реакции является температура возгорания шихты, которая колеблется в достаточно широком интервале (600...1200 °С) и может быть определена экспериментально по методу дифференциального термического анализа.

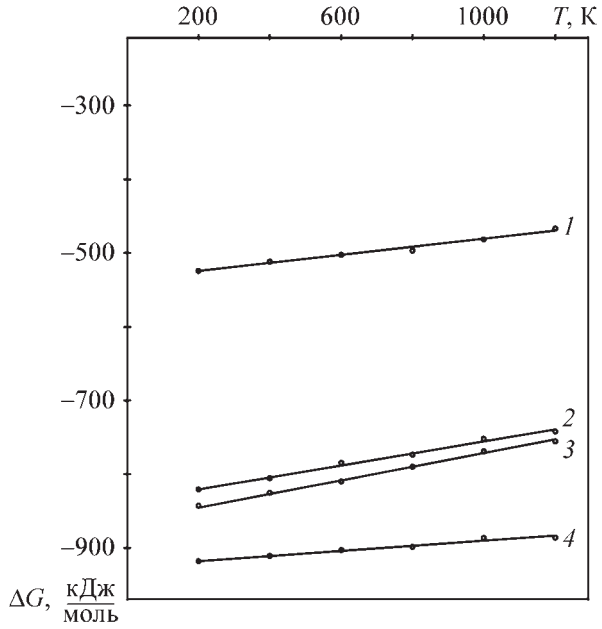


Рис. 1. Температурная зависимость изобарного потенциала ΔG реакций алюминотермического восстановления оксидов:
1 – Cr_2O_3; *2* – WO_3; *3* – Fe_2O_3; *4* – MoO_3

3. Элементарный состав сплавов вольфрама, % мас.

Основные компоненты исходной шихты	W	Cr	Mo	Fe	Al	Si
WO_3–Cr_2O_3 (1:0,2)	77	16	0,5	1,6	1,5	1,3
WO_3–Cr_2O_3–MoO_3 (1:0,2:0,2)	61	18	12	1,5	1,7	1,4

Термический анализ систем $CaWO_4$–Al, $CaWO_4$–Cr_2O_3–Al показал, что началу взаимодействия шеелита алюминием отвечает экзотермический эффект при 850...870 °С. В то время как при внесении в систему $CaWO_4$–Al оксидов хрома, молибдена наблюдается снижение температуры начала реакции до 750...800 °С.

С учетом приведенных выше данных определяют соотношение основных компонентов шихты: останавливаемых оксидов металлов и алюминиевого порошка. Дополнительно в шихту вносят термитную добавку и флюс. Приготовление шихты для плавки ведут смешиванием компонентов в определенных массовых соотношениях. Плавку ведут внепечным способом в керамических тиглях или специальном реакторе с жаропрочной футеровкой. Реакция, инициируемая электрозапалом, далее проходит без внешнего подогрева на воздухе.

Эксперименты показали, что шихта, составленная на основании стехиометрического соотношения реагирующих компонентов, не обеспечивает полноты выхода металла (около 80 %). Для успешного хода металлотермического процесса и формирования сплава металлов необходимо обеспечить тепловой эффект, достаточный для распространения фронта реакции, а также расплавления шихты и продуктов восстановления.

Повышение теплового эффекта достигается введением в реакционную смесь тепловыделяющей добавки, например натриевой селитры в количестве 0,08...0,1 мас. долей. Это приводит к увеличению удельного теплового эффекта (около 3 000 кДж/кг) и температуры до 2200...2400 °С, достаточной для расплавления металлической и шлаковой фаз. При этом учитывают, что в условиях внепечного процесса, когда теплота отводится через стенки тигля, потери теплоты могут достигать значительных величин (около 20 % теплового эффекта) (Лякишев Н.П., Плинер Ю.А., Игнатенко Г.Ф., Лапко С.И. Алюминотермия. М.: Металлургия, 1979. 424 с.).

Для улучшения условий формирования сплава в компактном виде в шихту вводят флюс (например, CaF_2), снижающий температуру плавления шлака и его вязкость. Количество флюсующей добавки определяют из расчета соотношения CaO/Al_2O_3 в шлаке, равном 0,4.

В результате опытных восстановительных плавок шеелитового концентрата с оксидами хрома или молибдена получена зависимость выхода металла от содержания алюминия в шихте. Максимум выхода металла соответствует избытку восстановителя 8...10 % мас. (рис. 2).

Для выплавки металла из шеелитового концентрата с добавками Cr_2O_3, MoO_3 определен следующий состав шихты: на 1 массовую долю (мас. д.) восстанавливаемых компонентов приходится 0,28...0,3 мас.д. алю-

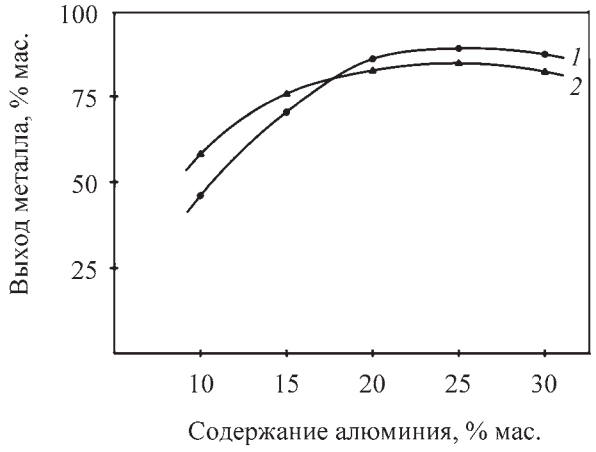


Рис. 2. Зависимости выхода металла от содержания алюминия в шихте:
1 – W–Cr; *2* – W–C–Mo

миния; 0,08...0,1 мас. д. термитной добавки; 0,12...0,14 мас. д. флюсов.

Полученные в результате восстановительной плавки сплавы металлов по данным элементного анализа имеют состав, приведенный в табл. 3.

Полученные сплавы нашли применение в качестве легирующих элементов при электрошлаковой наплавке бил молотковых мельниц [5]. Испытания показали, что износостойкость восстановленных наплавкой деталей возрастает в 2,5 раза.

Таким образом, алюминотермическая плавка шеелитового концентрата с добавками оксидов хрома, молибдена приводит к образованию сплавов W–Cr, W–Cr–Mo. Найден состав шихты, обеспечивающий максимальный выход металлов в сплав. Применение полученных сплавов в качестве легирующих элементов при электрошлаковой наплавке бил молотковых мельниц повышает их износостойкость в 2,5 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Раскатов В.М., Чуенков В.С., Бесюнова Н.Ф., Вейс Д.А.** Машиностроительные материалы. М.: Машиностроение, 1980. 511 с.

2. **Панов В.С., Чувилин А.М.** Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСиС, 2001. 428 с.

3. **Соколов И.П., Понамарев И.А.** Введение в металлотермию. М.: Металлургия, 1990. 370 с.

4. **Пат. 2098232** Россия. Способ получения композиционного материала из вольфрамсодержащего минерального сырья / А.Д. Верхотуров, Ю.И. Мулин, В.В. Гостищев. Опубл. 10.12.97, Бюл. № 34. 7 с.

5. **Вашковец В.В., Ри Х., Тепляшин М.В., Дорофеев С.В.** Разработка ресурсосберегающей технологии восстановления бил молотковых мельниц: мат. 11-й Междунар. науч.-практ. конф. "Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня". Санкт-Петербург, 2009.

Виктор Владимирович Гостищев,
ст. науч. сотрудник;
Михаил Вячеславович Тепляшин, канд. техн. наук,
tmv.99@mail.ru;
Евгений Дмитриевич Кузнецов, аспирант;
Валерий Валерьевич Петров, аспирант

ООО "Издательство Машиностроение" продолжает подписку на журнал

«Заготовительные производства в машиностроении»

- За наличный и безналичный расчет.
- С любого номера и на любой срок.
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

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 18.05.2011 г. Подписано в печать 18.07.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,28. Заказ 452. 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.

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ИДЕОЛОГИЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ

А.Ф. Крайнев **384 с.** **ISBN 5-217-03172-7**

Содержит систему принципов, тенденций и идей совершенствования конструкций (структуры, геометрии) объектов искусственного мира. От известных аналогов отличается новой концепцией теории механизмов и машин. Суть новой концепции заключается в выборе или синтезе структурной схемы, в которой были бы закодированы (по аналогии с хромосомой) самые совершенные конструктивные решения. Такой выбор или синтез предусматривает более точную и правильную взаимосвязь схемных представлений, конструктивных решений (с учетом зазоров, погрешностей изготовления, деформаций, трения), материалов и технологии изготовления. Используя данную систему, можно не только выбирать лучшие схемы и конструкции из числа известных, но и создавать новые более совершенные устройства. Содержание основных разделов построено на примерах из компьютерного банка (схем и конструктивных решений), составленного автором. Приведена методология построения банка и даны отдельные его фрагменты.

Для инженеров-конструкторов, научных работников, преподавателей и студентов втузов.

Цена 660 р.

УДИВИТЕЛЬНАЯ МЕХАНИКА

А.Ф. Крайнев **120 с.** **ISBN 5-217-03276-6**

В краткой и популярной форме, в основном в виде красочных рисунков приведены начальные сведения о физических явлениях и закономерностях процессов, встречающихся в современных машинах.

Рассказано, как бороться с трением, инерцией и вибрациями и каким удивительным образом они служат человеку. На большом числе примеров продемонстрировано преобразование простого рычага в сложнейшие механизмы и не менее удивительное превращение клина в винт, вентилятор, в шнек мясорубки, в несущий винт вертолета и даже в турбовентиляторный двигатель.

Представлены "прозрачными" лифт, эскалатор, грузоподъемный кран и экскаватор, пресс, двигатель внутреннего сгорания, коробка передач, гидронасос и гидромотор, гидроэлектростанция, обрабатывающий станок и многое другое.

В приведенных пояснениях удалось обойтись без математических формул.

Книга рассчитана на широкий круг читателей, в том числе учащихся.

Для понимания представленных решений не нужно быть специалистом в данной области, достаточно иметь самые элементарные знания физики.

Цена 484 р.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru. Информация по тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU