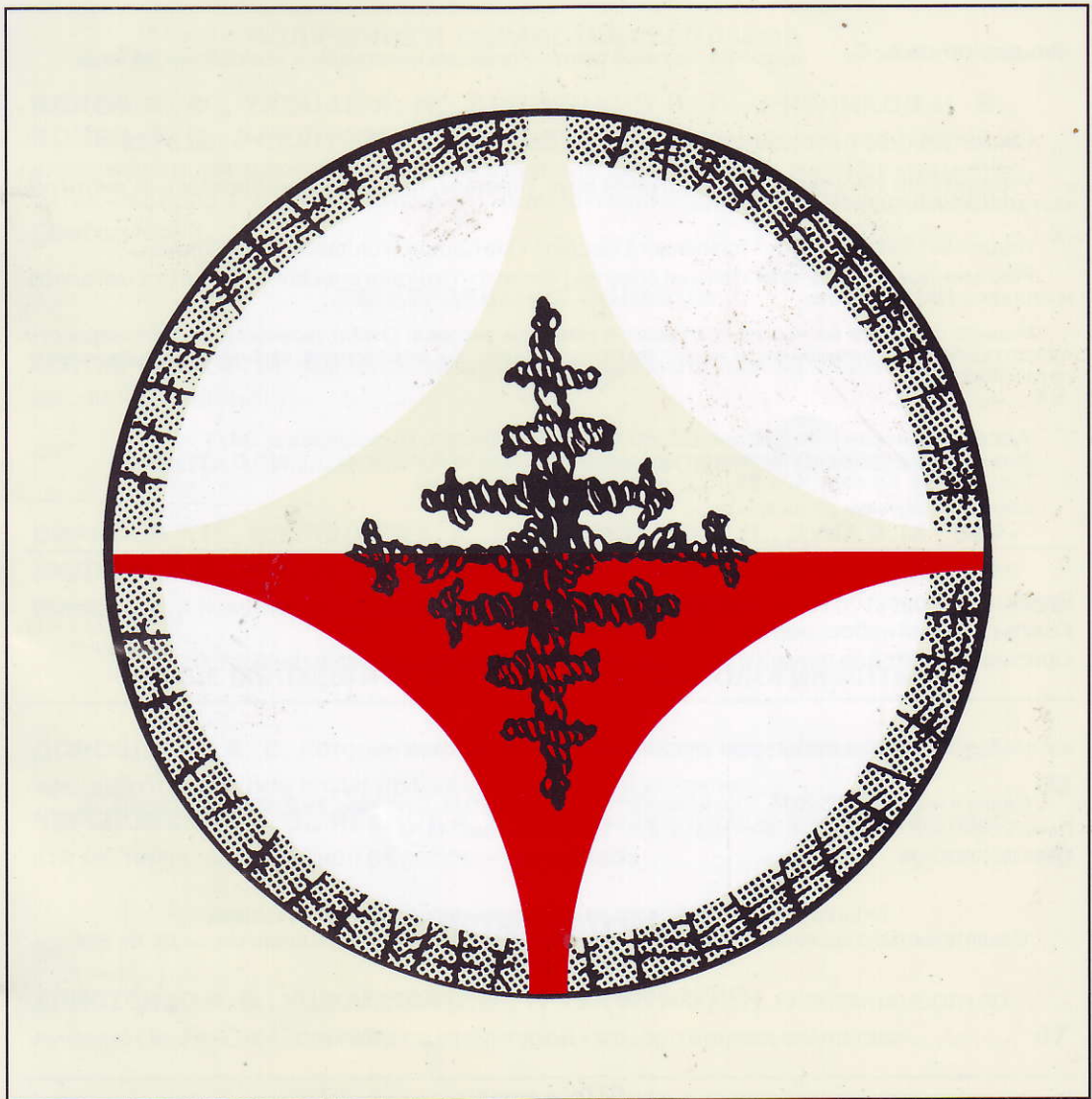


# ПРОЦЕССЫ ЛИТВА 1

• 2016  
(115)



## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

<b>Найдек В. Л.</b>	главный редактор, акад. НАН Украины, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Дубоделов В. И.</b>	зам. главного редактора, акад. НАН Украины, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Борисов Г. П.</b>	чл.-кор. НАН Украины, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Котлярский Ф. М.</b>	отв. секретарь, д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Марченко И. К.</b>	д-р техн. наук, НИИПТмаш-Опытный завод, Краматорск
<b>Мысик Р. К.</b>	д-р техн. наук, проф., Уральский государственный политехнический университет (УПИ), Екатеринбург
<b>Смирнов А. Н.</b>	д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Тарасевич Н. И.</b>	зав. редакцией, д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Шинский О. И.</b>	д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
<b>Эльдарханов А. С.</b>	акад. РЭА, научный центр «Новейшие материалы и технологии», Москва

Свидетельство о государственной регистрации КВ № 12258-1142ПР от 30.01.07

Учредители: Национальная академия наук Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Издатель: Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Рекомендовано к печати Ученым советом Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины

Мнение редакции не всегда совпадает с мнением авторов. Ответственность за достоверность представленных результатов несут авторы статей. За рекламную информацию отвечают рекламодатели

Адрес издателя и редакции: 03680, Киев-142, просп. Вернадского, 34/1  
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины  
Тел.: 424-04-10; факс: 424-35-15, E-mail: proclit@ptima.kiev.ua  
Internet: <http://www.ptima.kiev.ua>

---

Редактор, корректор **Н. А. Верховлюк, В. А. Лихошва**

Компьютерный набор, верстка **Л. Л. Усенко**

Оригинал-макет для прямого репродуцирования изготовлен редакцией

---

журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъ»

Сдано в набор 07.12.2015. Подписано в печать 12.02.2016. Бум. офс. № 2. Формат 70x108/16.  
Печать офс. Усл.- печ. л. 8,4. Уч.- изд. л. 8,0. Тираж 160. Зак. 4470  
Цена договорная

Типография Издательского дома «Академперіодика» НАН Украины  
Свидетельство о внесении в Госреестр субъекта издательской деятельности серии ДК № 544  
от 27.07.01

01004, Киев-4, ул. Терещенковская, 4

# ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ  
основан в январе 1992 г.  
выходит 6 раз в год  
№ 1 (115), январь-февраль, 2016 г.  
Киев

## СОДЕРЖАНИЕ

### ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

- БЕЛОВ Б. Ф., ТРОЦАН А. И., БРОДЕЦКИЙ И. Л., РЯБЧИКОВ И. В., КОБЕЦ В. С., КАРЛИКОВА Я. П.** Структурно-химическое состояние и классификация оксидных и металлических фаз системы железо-кремний-титан-кислород. Дуплекс-система: железо-титанистые силикаты/силициды. Сообщение 3. . . . . **3**

### ЗАТВЕРДЕВАНИЕ СПЛАВОВ

- КОТЛЯРСКИЙ Ф. М.** Формирование силуминовых отливок на стадии фильтрационного питания . . . . . **13**

### КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ

- БОРИСОВ Г. П., ЩЕРЕЦКИЙ А. А., ГОЛОВАЧЕНКО В. П., ДУКА В. М., ВЕРНИДУБ А. Г.** Влияние морфологии  $\alpha$ -фазы на физико-механические свойства отливок из алюминиевого сплава АК7ч. . . . . **29**

### НОВЫЕ МЕТОДЫ И ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ

- ДОРОШЕНКО В. С.** Автоматизация изостатического прессования затвердевающей отливки при литье по газифицируемым моделям. . . . . **33**  
**ЧЕРЕПОВСКИЙ С. С., ИВАНОВ А. В.** Возможности повышения эффективности магнитно-импульсной обработки расплавов. . . . . **38**

### НОВЫЕ ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ

- ХРИСТЕНКО В. В., УШКАЛОВА О. В., ТРУБАЧЕНКО Л. Н.** О возможности получения Cu-Fe-C-r-C сплавов со структурой «замороженная эмульсия». . . . . **47**

---

<b>ЛАДОХИН С. В., ЛАПШУК Т. В., ДРОЗД Е. А.</b> Получение сплавов циркония для ядерно-топливного цикла Украины с использованием электронно-лучевых технологий. ....	<b>54</b>
---	-----------

**Хроника. Информация**

<b>Евлаш Константин Федотович</b> (к 75-летию) .....	<b>68</b>
<b>Памяти Бабаскина Юрия Захаровича</b> .....	<b>70</b>
<b>Памяти Коновалова Юрия Вячеславовича</b> .....	<b>71</b>

**УВАЖАЕМЫЕ ЧИТАТЕЛИ!**

**Подписка журнала**

**«ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ»**

проводится через редакцию.

Журнал выходит 6 раз в год.

Для получения журнала с любого номера

необходимо направить письмо-запрос

по адресу: 03680, г. Киев-142, ГСП,

б-р. Вернадского, 34/1,

ФТИМС НАН Украины с пометкой

журнал «Процессы литья» либо

по факсу: (044) 424-35-15; e-mail: proclit@ptima.kiev.ua.

Счёт-фактуру согласно запросу редакция высылает

письмом, по факсу или по e-mail.

Стоимость одного журнала — 65 грн.

Годовая подписка с учётом почтовых расходов — 390 грн

(для Украины).

В редакции можно также приобрести

электронную версию журнала.

УДК 669.13:669.018.9

**Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий,  
И. В. Рябчиков, В. С. Кобец, Я. П. Карликова**

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев  
НПО «Перспектива», Запорожье  
ГВУЗ «ПГТУ», Мариуполь

## **СТРУКТУРНО-ХИМИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ И КЛАССИФИКАЦИЯ ОКСИДНЫХ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-КРЕМНИЙ-ТИТАН-КИСЛОРОД. ДУПЛЕКС-СИСТЕМА: ЖЕЛЕЗО-ТИТАНИСТЫЕ СИЛИКАТЫ/СИЛИЦИДЫ. Сообщение 3**

*С использованием построенных полигональных диаграмм состояния тройных систем FeO-SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> и Fe-Si-Ti выполнен анализ структурно-химического состояния оксидных и металлических фаз; исследован механизм рудно-восстановительного процесса получения углетермических сплавов ферросиликотитана и проведена их сертификация.*

**Ключевые слова:** структурно-химический анализ, полигональные диаграммы, дуплекс-системы, железо, титан, силикаты, силициды, сплавы.

*З використанням побудованих полігональних діаграм стану потрійних систем FeO-SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> і Fe-Si-Ti виконано аналіз структурно-хімічного стану оксидних і металевих фаз; досліджено механізм рудно-відновного процесу отримання вуглетермічних сплавів ферросилікотитану та проведено їх сертифікацію.*

**Ключові слова:** структурно-хімічний аналіз, полігональні діаграми, дуплекс-системи, залізо, титан, силікати, силіциди, сплави.

*By means of the built polygonal diagrams of threefold systems FeO-SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> and Fe-Si-Ti the structurally-chemical analysis of the oxides and metal phases is executed; the mechanism of ore-regenerative process of recovery carbothermic alloys ferrosilicotitan are offered; their certification is spent.*

**Keywords:** structurally-chemical analysis, polygonal diagrams, duplexes-systems, iron, titan, silicates, silicides, alloys.

В предыдущих сообщениях [1, 2] нами проведён анализ структурно-химического состояния оксидных и металлических фаз дуплекс-систем титанаты-титаниды железа и силикаты-силициды титана с использованием построенных полигональных диаграмм состояния бинарных систем FeO-TiO<sub>2</sub>, Fe-Ti, SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> и Si-Ti. В настоящем сообщении изложены результаты анализа структурно-химического

## Получение и обработка расплавов

состояния оксидных и металлических фаз дуплекс-системы железо-титанистые силикаты/силициды, выполненного с помощью полигональных диаграмм состояния тройных систем  $\text{FeO-SiO}_2\text{-TiO}_2$  и  $\text{Fe-Si-Ti}$ , построенных на базовых бинарных системах графо-аналитическим методом [3, 4] во всём интервале концентраций твёрдых и жидких исходных компонентов.

### Силикаты железо-титана

Системным классификатором комплексных силикатов железа и титана, на базе которых формируются шихтовые материалы для рудно-термического способа получения сплавов ферросиликотитана и образуются неметаллические включения – продукты раскисления, является полигональная диаграмма состояния тройной системы  $\text{FeO-SiO}_2\text{-TiO}_2$ , представленная на рис. 1, которая в справочных материалах отсутствует. Количество промежуточных фаз равно 23, включая первичные – 8, эвтектические – 6 и базовые – 9, расположенные в четырёх зонах концентрационного треугольника. Зона первичных фаз находится в центральном треугольнике, образованном прямыми линиями, соединяющими первичные промежуточные фазы бинарных систем  $2\text{FeOSiO}_2(210)\text{-SiO}_2\text{TiO}_2(011)\text{-}2\text{FeOTiO}_2(201)$ . Эвтектические тройные фазы образуются на базе двойных  $8\text{FeOTiO}_2(801)\text{-}3\text{FeOSiO}_2(310)\text{-}3\text{FeOSiO}_2(310)\text{-}3\text{FeO}_2\text{SiO}_2(320)\text{-FeO}_3\text{TiO}_2(103)\text{-}2\text{FeO}_3\text{TiO}_2(203)\text{-}3\text{FeO}_2\text{TiO}_2(302)$ . Базовые и эвтектические фазы располагаются в зонах исходных компонентов – область вюстита ( $201\text{-FeO-}210$ ), кремнезёма ( $210\text{-SiO}_2\text{-}011$ ) и рутила ( $011\text{-TiO}_2\text{-}201$ ).

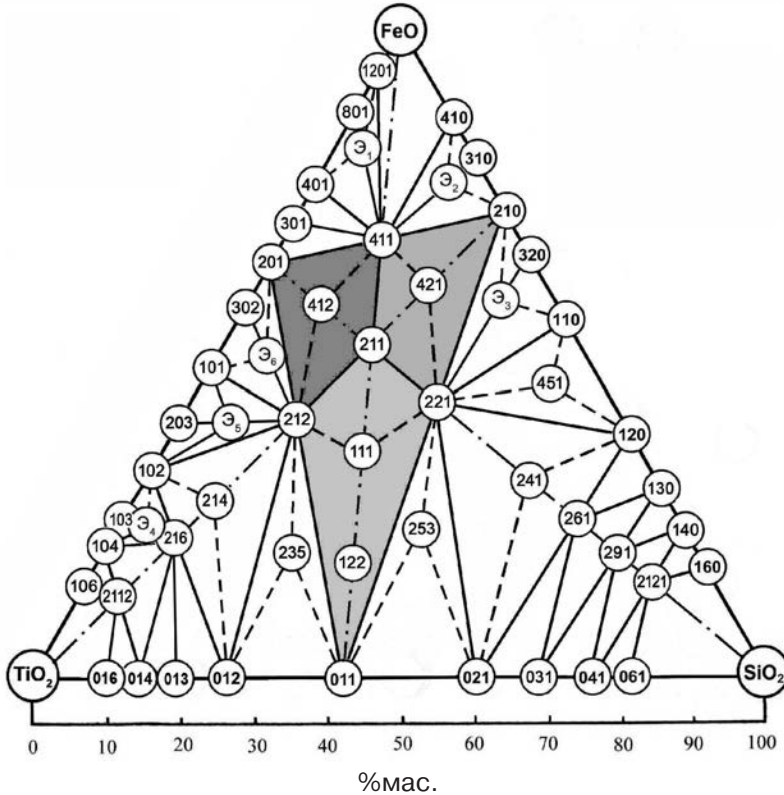


Рис. 1. Полигональная диаграмма системы  $\text{FeO-SiO}_2\text{-TiO}_2$

В табл. 1 приведена классификация силикатов системы  $\text{FeO-SiO}_2\text{-TiO}_2$ , включающая линейные и триангуляционные системы, образующие промежуточные фазы, стехиометрический и химический составы. Условные обозначения: первые цифры – стехиометрические коэффициенты для  $\text{FeO}$ , вторые –  $\text{SiO}_2$ , третьи –  $\text{TiO}_2$ . Температуры ликвидуса ( $t$ , °C) рассчитаны аддитивно из реакций их образования.

В табл. 2 представлены структурные ионно-молекулярные комплексы

Таблица 1. Классификация системы FeO-SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>

Линейные и триангуляционные системы	Промежуточные фазы					
	химические формулы	условные обозначения	химический состав, %мас.			T <sub>л</sub> , °C
			FeO	SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	
первичные фазы						
2FeOTiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub>	4FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	4.1.1	67,3	14,0	18,7	1330
2FeOSiO <sub>2</sub> -SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	2FeO2SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	2.2.1	41,9	34,9	23,2	1440
SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -2FeOTiO <sub>2</sub>	2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>	2.1.2	39,6	16,5	43,9	1580
2FeOTiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> -SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	2FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	2.1.1	50,7	21,1	28,2	1450
4FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -2FeO2SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> - -2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>						
4FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub> -4FeO2SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> - -FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>						
4FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub> -4FeO2SiO <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub> - -FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -2FeOTiO <sub>2</sub> -4FeO- -SiO <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> -2FeO2SiO <sub>2</sub> - -TiO <sub>2</sub> -SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>						
SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	FeO2SiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>	1.2.2	20,5	34,0	45,5	1650
SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	1.1.1	34,0	28,3	37,7	1560
2FeOTiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	4FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>	4.1.2	56,7	11,8	31,5	1450
2FeOSiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	4FeO2SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	4.2.1	59,0	24,6	16,4	1340
эвтектические фазы						
8FeOTiO <sub>2</sub> -4FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	20FeOSiO <sub>2</sub> 3TiO <sub>2</sub>	20.1.3 (Э <sub>1</sub> )	82,8	3,4	13,8	1150
4FeOTiO <sub>2</sub> -12FeOTiO <sub>2</sub> -4FeOSiO <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub>						
3FeOSiO <sub>2</sub> -4FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	10FeO3SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	10.3.1 (Э <sub>2</sub> )	73,5	18,4	8,1	1000
4FeOSiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> -4FeOSiO <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub>						
3FeO2SiO <sub>2</sub> -2FeO2SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	5FeO4SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	5.4.1 (Э <sub>3</sub> )	52,9	35,3	11,8	1050
3FeOSiO <sub>2</sub> -SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub> -2FeO2SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>						
FeO3TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 6TiO <sub>2</sub>	4FeOSiO <sub>2</sub> 12TiO <sub>2</sub>	4.1.12 (Э <sub>4</sub> )	22,0	4,6	73,4	1450
FeO2TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 6TiO <sub>2</sub> -FeO-4TiO <sub>2</sub>						
2FeO3TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>	4FeOSiO <sub>2</sub> 5TiO <sub>2</sub>	4.1.5 (Э <sub>5</sub> )	38,5	8,0	53,5	1400
FeO2TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub> -FeOTiO <sub>2</sub>						
3FeO2TiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub>	5FeOSiO <sub>2</sub> 4TiO <sub>2</sub>	5.1.4 (Э <sub>6</sub> )	48,6	8,2	43,2	1300
2FeOTiO <sub>2</sub> -2FeOSiO <sub>2</sub> 2TiO <sub>2</sub> -FeOTiO <sub>2</sub>						

продолжение таблицы 1

базовые фазы						
$\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{-}2\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeO}_6\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	2.6.1	24,7	61,6	13,7	1700
$2\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{TiO}_2\text{-FeO}_2\text{SiO}_2\text{-}2\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeO}_4\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	2.4.1	31,0	51,7	17,3	1600
$\text{FeO}_4\text{SiO}_2\text{-}4\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeO}_{12}\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	2.12.1	15,3	76,3	8,4	1600
$\text{FeO}_4\text{TiO}_2\text{-SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeOSiO}_2\text{TiO}_2$	2.1.12	12,4	5,2	82,4	1550
$\text{FeO}_2\text{TiO}_2\text{-SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeOSiO}_2\text{TiO}_2$	2.1.6	21,0	8,8	70,2	1500
$\text{FeO}_2\text{TiO}_2\text{-}2\text{FeOSiO}_2\text{TiO}_2\text{-SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeOSiO}_2\text{TiO}_2$	2.1.4	27,5	11,5	61,0	1550
$3\text{SiO}_2\text{TiO}_2\text{-}2\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeO}_5\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	2.5.3	21,0	43,9	35,1	1400
$2\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{TiO}_2\text{-}2\text{SiO}_2\text{TiO}_2\text{-SiO}_2\text{TiO}_2$						
$2\text{SiO}_2\text{TiO}_2\text{-}2\text{FeOSiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeO}_3\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	2.3.5	19,9	24,9	55,2	1400
$2\text{FeOSiO}_2\text{TiO}_2\text{-SiO}_2\text{TiO}_2\text{-Si}_2\text{TiO}_2$						
$\text{FeO}_3\text{SiO}_2\text{-}3\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	$2\text{FeO}_9\text{SiO}_2\text{TiO}_2$	2.9.1	18,8	70,7	10,5	1580

(СИМ-комплексы) исходных компонентов, первичных двойных и тройных промежуточных фаз, геометрические параметры полигональных (ПГЯ) и полиэдрических (ПДЯ) ячеек определены из квантово-механических параметров по модели РОМ-атома [5]. Обозначения в таблице 2:  $N$  – число частиц,  $S_0$  и  $V_0$  – приведённые площадь и объём ПГЯ и ПДЯ, соответственно. ПГЯ образуют плоские замкнутые или открытые, ПДЯ – закрытые, объёмные структурные элементы, обладающие ионным типом химической связи. Плотность упаковки ( $S_0$ ,  $V_0$ ) определяет термодинамическую прочность в ряду  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2 \rightarrow \text{FeO}$ , что позволяет установить последовательность химических реакций и механизм их образования.

#### Силициды железо-титана

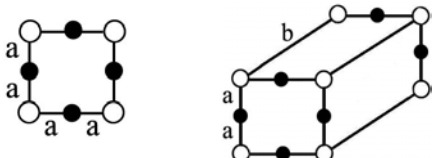
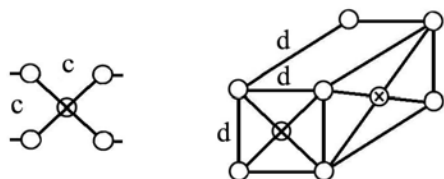
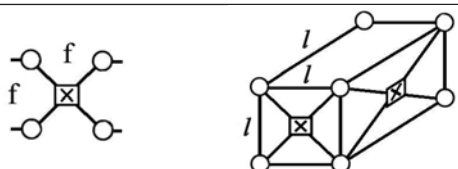
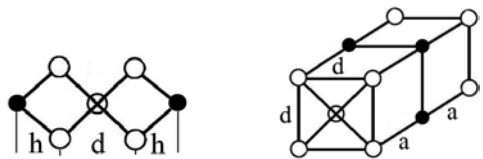

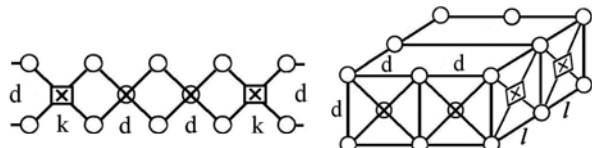
Системным классификатором комплексных силицидов железа и титана, на базе которых образуются сплавы ферросиликотитана, является полигональная диаграмма (ПДС) тройной системы Fe-Si-Ti, представленная на рис. 2. ПДС Fe-Si-Ti построена на базе полигональных диаграмм бинарных систем Fe-Si, Fe-Ti, Si-Ti [1, 2] и включает 23 промежуточные фазы, классификация которых приведена в табл. 3. Промежуточные фазы ПДС Fe-Si-Ti условно обозначены трёхзначными числами, отвечающими стехиометрическим коэффициентам исходных компонентов в составе тройных интерметаллидов: первые цифры – Fe, вторые – Si, третьи – Ti.

Концентрационное поле общего треугольника включает область тройных первичных промежуточных фаз, полученных при взаимодействии двойных первичных фаз. Химические реакции протекают в узловых точках пересечения полевых и лучевых линейных систем, образующих триангуляционную зону.

Триангуляционная зона первичных промежуточных фаз на рис. 2 имеет вид треугольника, вершины которого находятся в фигуративных точках бинарных базовых систем, соединённых прямыми линиями:  $\text{Fe}_2\text{Si}$  (210) –  $\text{SiTi}$ (011) –  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  (201). В узловых точках полевых линейных систем образуются фазы стехиометрического состава  $\text{Fe}_4\text{SiTi}$  (411) –  $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Ti}$  (221) –  $\text{Fe}_2\text{SiTi}_2$  (212). В узловой точке пересечения лучевых



Таблица 2. Структуризация системы FeO-SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>

Формульный состав		СИМ-комплексы (O - кислород, $\boxtimes$ - железо, ● - кремний, $\otimes$ - титан)
стехиометрический	структурный	полигональные ячейки / полиэдрические ячейки
FeO	$(Fe_4O_4)^0$ $N = 8; S_0 = 0,0148$	$a = 0,172$ нм, $b = 0,24$ нм
	$(Fe_8O_8)^0$ $N = 16; V_0 = 0,0018$	
SiO <sub>2</sub>	$(SiO_4)^{4-}$ $N = 5; S_0 = 0,0104$	$c = 0,228$ нм, $d = 0,200$ нм
	$(Si_4O_8)^0$ $N = 12; V_0 = 0,0067$	
TiO <sub>2</sub>	$(TiO_4)^{4-}$ $N = 5; S_0 = 0,0113$	$f = 0,238$ нм, $l = 0,208$ нм
	$(Ti_4O_8)^0$ $N = 12; V_0 = 0,0009$	
2FeOSiO <sub>2</sub>	$(Fe_2SiO_4)^0$ $N = 7; S_0 = 0,0114$	$d = 0,200$ нм, $h = 0,100$ нм
	$(Fe_4Si_2O_8)^0$ $N = 14; V_0 = 0,0010$	
2FeOTiO <sub>2</sub>	$(Fe_2TiO_4)^0$ $N = 7; S_0 = 0,0119$	$l = 0,208$ нм, $h = 0,104$ нм
	$(Fe_4Ti_2O_8)^0$ $N = 14; V_0 = 0,00106$	
SiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	$(Si_2Ti_2O_{10})^{4-}$ $N = 14; S_0 = 0,0121$	$d = 0,200$ нм, $k = 0,223$ нм, $l = 0,208$ нм
	$(Si_4Ti_4O_{16})^0$ $N = 24; V_0 = 0,0028$	

продолжение таблицы 2

2FeOSiO <sub>2</sub> TiO <sub>2</sub>	$(\text{Fe}_8\text{Si}_4\text{Ti}_4\text{O}_{24})^0$ $N = 40; S_0 = 0,0178$	$a = 0,172 \text{ нм}, l = 0,208 \text{ нм}, d = 0,200 \text{ нм}, h = 0,123 \text{ нм}$
		$(\text{Fe}_{16}\text{Si}_8\text{Ti}_8\text{O}_{48})^0$ $N = 80; V_0 = 0,0044$

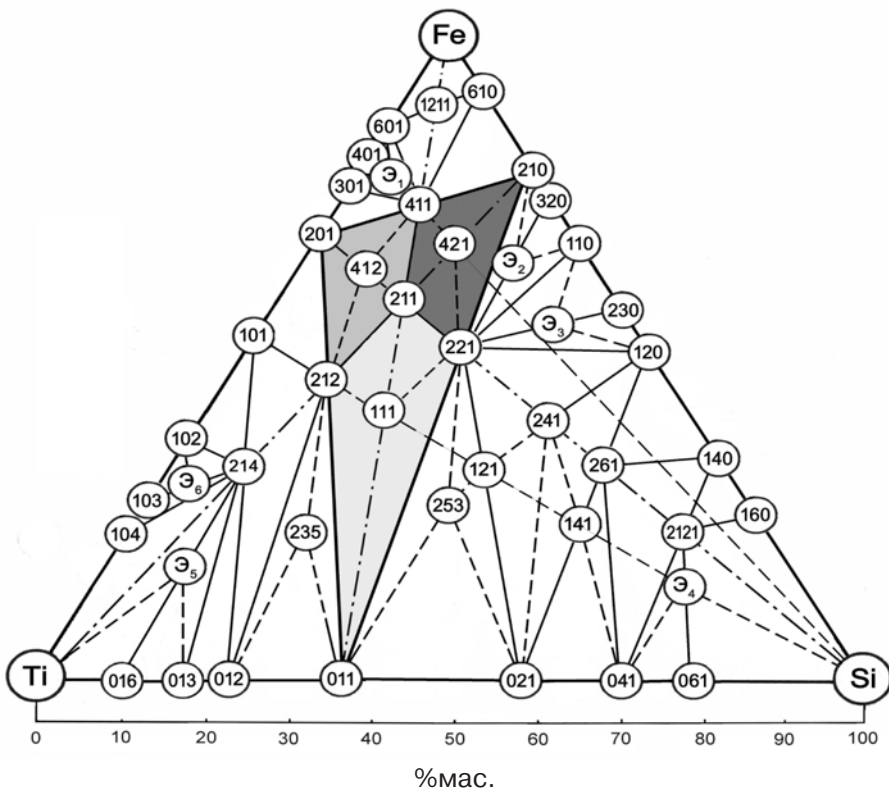
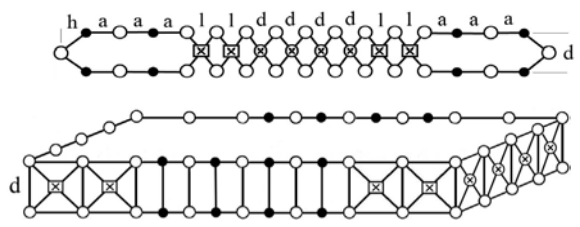


Рис. 2. Диаграмма состояния Fe-Si-Ti

линейных систем образуется триангуляционная тройная первичная промежуточная фаза Fe<sub>2</sub>SiTi (211), разделяющая зону первичных фаз на три части: 201-411-211-212, 411-210-221-211, 221-011-212-211, в которых существуют вторичные триангуляционные фазы 412, 421 и 111, соответственно.

Зона первичных фаз общее концентрационное поле разделяет на три части зоны у вершин большого треугольника: сплавы на основе железа (область 201-Fe-210), кремния (210-Si-011) и титана (011-Ti-201). На классической диаграмме известны лишь две промежуточные фазы: FeSiTi и FeSi<sub>2</sub>Ti [6].

Классификация силицидов системы Fe-Si-Ti является базой для гостирования сплавов ферросиликотитана, которые в настоящее время не сертифицированы. В таблице 3 представлен марочный состав, включающий стабильные

**Таблица 3. Классификация сплавов ферросиликотитана (ферросилит)**

Линейные триангуляционные системы	Промежуточные фазы							
	хими- ческие формулы	услов- ные обозна- чения	химический состав, %мас.			$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$T_{л}$ , °С	мароч- ный состав
			Fe	Si	Ti			
первичные сплавы								
Fe <sub>2</sub> Si - Fe <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>4</sub> SiTi	4.1.1	74,7	9,3	16,0	6,81	1380	ФС10Ti15
Fe <sub>2</sub> Si - SiTi	Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti	2.2.1	51,9	25,9	22,2	5,68	1480	ФС25Ti20
SiTi - Fe <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub>	2.1.2	47,4	11,9	40,7	5,84	1630	ФС10Ti40
Fe <sub>2</sub> Si - SiTi - Fe <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>2</sub> SiTi	2.1.1	59,6	14,9	25,5	6,18	1485	ФС15Ti25
Fe <sub>4</sub> SiTi - Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti - - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub>								
Fe <sub>2</sub> SiTi - SiTi	FeSiTi	1.1.1	42,4	21,2	36,4	5,46	1600	ФС20Ti35
SiTi - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub> - - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub> - Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti								
Fe <sub>2</sub> Ti - Fe <sub>2</sub> SiTi	Fe <sub>4</sub> SiTi <sub>2</sub>	4.1.2	64,4	8,0	27,6	6,40	1515	ФС5Ti25
Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub> - Fe <sub>2</sub> Ti - - Fe <sub>4</sub> SiTi - Fe <sub>2</sub> SiTi								
Fe <sub>2</sub> SiTi - Fe <sub>2</sub> Si	Fe <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Ti	4.2.1	68,3	17,1	14,6	6,30	1385	ФС15Ti15
FeSiTi - Fe <sub>4</sub> SiTi - - Fe <sub>2</sub> Si - Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti								
эвтектические сплавы								
Fe <sub>4</sub> Ti - Fe <sub>4</sub> SiTi	Fe <sub>8</sub> SiTi <sub>2</sub>	8.1.2 (Э <sub>1</sub> )	78,3	4,9	16,8	7,03	1340	ФС5Ti15
Fe <sub>4</sub> SiTi - Fe <sub>3</sub> Ti - Fe <sub>6</sub> Ti								
Fe <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> - Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>5</sub> Si <sub>4</sub> Ti	5.4.1 (Э <sub>2</sub> )	63,6	25,5	10,9	6,08	1325	ФС25Ti10
Fe <sub>2</sub> Si - FeSi - Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti								
Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti - Fe <sub>2</sub> Si <sub>3</sub>	Fe <sub>4</sub> Si <sub>5</sub> Ti	4.5.1 (Э <sub>3</sub> )	54,3	34,0	11,7	5,54	1350	ФС30Ti10
Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti - FeSi - FeSi <sub>2</sub>								
Fe <sub>2</sub> Si <sub>12</sub> Ti - Si <sub>6</sub> Ti	FeSi <sub>9</sub> Ti	1.9.1 (Э <sub>4</sub> )	15,7	70,8	13,5	3,46	1250	ФС70Ti10
SiTi <sub>3</sub> - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>4</sub> - Ti	FeSiTi <sub>5</sub>	1.1.5 (Э <sub>5</sub> )	17,3	8,6	74,1	4,85	1350	ФС10Ti70
SiTi <sub>6</sub> - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>4</sub>								
FeTi <sub>3</sub> - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>4</sub>	Fe <sub>4</sub> SiTi <sub>10</sub>	4.1.10 (Э <sub>6</sub> )	30,6	3,8	65,6	5,45	1420	ФС5Ti65
FeTi <sub>4</sub> - FeTi <sub>2</sub> - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>4</sub>								
Fe <sub>3</sub> Ti <sub>2</sub> - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub>	Fe <sub>5</sub> SiTi <sub>4</sub>	5.1.4 (Э <sub>7</sub> )	56,0	5,6	38,4	6,26	1430	ФС5Ti35
FeTi - Fe <sub>2</sub> Ti - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub>								

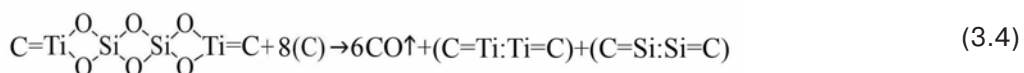
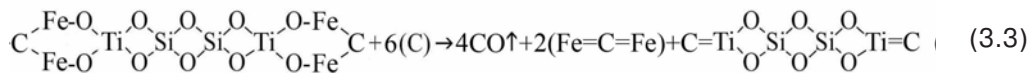
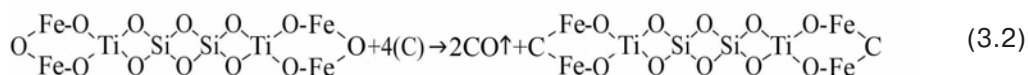
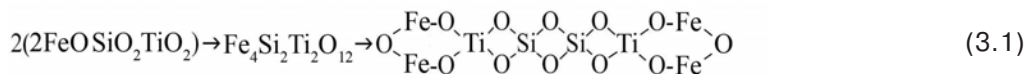
продолжение таблицы 3

сплавы кремния								
FeSi <sub>2</sub> - Si <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>2</sub> Si <sub>6</sub> Ti	2.6.1	34,2	51,2	14,6	4,50	1330	ФС50Ti15
Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti - FeSi <sub>2</sub> - Si <sub>2</sub> Ti	Fe <sub>2</sub> Si <sub>4</sub> Ti	2.4.1	41,2	41,2	17,6	4,95	1390	ФС40Ti15
FeSi <sub>4</sub> - Si <sub>4</sub> Ti	Fe <sub>2</sub> Si <sub>12</sub> Ti	2.12.1	22,6	67,7	9,7	3,76	1600	ФС65Ti10
Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti - Si <sub>2</sub> Ti - SiTi	Fe <sub>2</sub> Si <sub>3</sub> Ti <sub>3</sub>	2.5.3	28,2	35,4	36,4	4,65	1560	ФС35Ti35
Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Ti - Si <sub>2</sub> Ti	FeSi <sub>2</sub> Ti	1.2.1	35,0	35,0	30,0	4,91	1680	ФС35Ti30
сплавы титана								
Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub> - Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>12</sub>	Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>7</sub>	2.1.7	23,5	5,9	70,6	5,45	1650	ФС5Ti70
FeTi <sub>4</sub> - SiTi <sub>4</sub>	Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>12</sub>	2.1.12	15,6	4,0	80,4	4,94	1350	ФС5Ti80
Fe <sub>2</sub> SiTi <sub>2</sub> - SiTi - SiTi <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> Si <sub>3</sub> Ti <sub>5</sub>	2.3.5	25,7	19,3	55,0	4,69	1825	ФС20Ti55
сплавы железа								
Fe <sub>6</sub> Ti - Fe <sub>6</sub> Si	Fe <sub>12</sub> SiTi	12.1.1	89,8	3,8	6,4	7,44	1450	ФС5Ti5

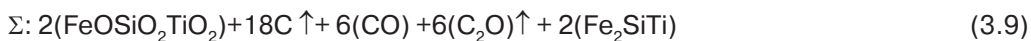
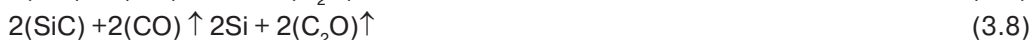
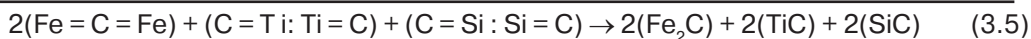
сплавы в первичной зоне 201-210-011: ФС10Ti15, ФС25Ti20, ФС10Ti40, ФС15Ti25, ФС20Ti35, а также высоколегированные титаном: ФС20Ti55, ФС5Ti55 и ФС5Ti80.

*Механизм рудно-восстановительных процессов получения углеродистых сплавов ферросиликотитана*

Механизм рудно-восстановительных процессов получения углеродистых сплавов ферросиликотитана (ферросилит) определяется структурно-химическим состоянием промежуточных фаз системы FeO-SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>, на базе которой формируются шихтовые материалы, включающие железо-рудное сырьё или ильменитовую руду, кварцит, рутил, углеродистые материалы. Первичной промежуточной фазой комплексных силикатов железо-титан является триангуляционная фаза стехиометрического состава 2FeOSiO<sub>2</sub>TiO<sub>2</sub> (50,7/21,1/28,2, T<sub>л</sub> ~ 1380 °C – см. табл. 1). Первичной промежуточной фазой комплексных силицидов железо-титан является интерметаллид стехиометрического состава Fe<sub>2</sub>SiTi (59,6/14,9/25,5, T<sub>л</sub> ~ 1480 °C – см. табл. 3) – сплав марки ФС15Ti25. Механизм получения сплава ФС15Ti25 включает многостадийные этапы углеродистого восстановления оксидных фаз, отвечающие последовательному ряду структурно-химических реакций:



## Получение и обработка расплавов



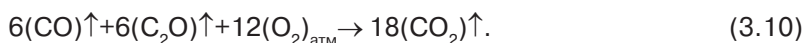
Реакция (3.1) – образование полигональной ячейки первичной промежуточной оксидной фазы. Многостадийность механизма получения углеретермического сплава вызвана различным уровнем химического сродства к кислороду железа, титана, кремния. Реакция (3.2) – начальная стадия восстановления оксидов железа, реакции (3.3-3.4) – восстановление оксидов титана и кремния с образованием карбидных фаз, реакция (3.5) – перевод структурных формул карбидных фаз в стехиометрические, реакции (3.6-3.8) – металлизации карбидных фаз с образованием закиси углерода ( $\text{C}_2\text{O}$ ), которая открывает последовательный ряд оксидов углерода разной валентности [7].

Балансовое уравнение суммарной реакции (3.9) позволяет рассчитать расходные коэффициенты шихтовых материалов и конечных продуктов структурно-химических реакций: соотношение масс восстановителя (С), оксидной фазы шихтовых материалов (Ш), сплава (Ме) и газовой фазы (газ).

$$M_{\text{C}} : M_{\text{Ш}} : M_{\text{Ме}} : M_{\text{ГАЗ}} = 1,0 : (2,5-3,0) : (1,5-2,0) : 2,0,$$

где  $M_{\text{Ш}} : M_{\text{Ме}} = 2 : 1$ .

Газовые компоненты продуктов реакции окисляются в атмосфере воздуха с образованием углекислого газа по реакции (3.10):



### Выводы

- Выполнен системный анализ структурно-химического состояния дуплекс-системы силикаты-силициды железо-титана с помощью полигональных диаграмм состояния тройных систем  $\text{FeO}-\text{SiO}_2-\text{TiO}_2$  и  $\text{Fe}-\text{Si}-\text{Ti}$ , построенных графо-аналитическим методом на базе бинарных оксидных и металлических диаграмм, позволяющих классифицировать составы шихтовых материалов и сплавов ферросиликотитана (ферросилит).

- Представлены структурные ионно-молекулярные комплексы (СИМ-комплексы) исходных компонентов и первичных промежуточных оксидных фаз в виде полигональных и полиэдрических ячеек, геометрические параметры которых (длина, площадь, объём) рассчитаны по орбитальным радиусам атомов с ионным типом химической связи. Параметры СИМ-комплексов определяют термодинамическую прочность оксидов в убывающем ряду  $\text{SiO}_2 \uparrow \text{TiO}_2 \uparrow \text{FeO}$ , что позволяет установить последовательность структурно-химических реакций восстановления шихтовых материалов.

- Исследован механизм рудно-термического процесса получения углеретермических сплавов ферросилита, включающий последовательный ряд структурно-химических реакций восстановления минерального сырья углеродом с образованием промежуточных оксидных, оксикарбидных, карбидных, металлических и газовой фаз, который позволяет оптимизировать состав шихтовых материалов и марочный состав сплавов с учётом взаимосвязи компонентов дуплекс-системы оксиды-металлы.



### Список литературы

1. Структурно-химическое состояние и классификация оксидных и металлических фаз системы железо-кремний-титан-кислород. Сообщение 1. Анализ структурно - химического состояния дуплекс-системы титанаты-титаниды железа / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий и др. // Процессы литья. – 2015. – № 2. – С. 10-17.
2. Структурно-химическое состояние и классификация оксидных и металлических фаз системы железо-кремний-титан-кислород. Сообщение 2. Структурно-химическое состояние дуплекс-системы силикаты-силициды титана / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий // Там же. – 2015. – № 5. – С. 47-54.
3. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко // Свідोцтво про державну реєстрацію прав автора на твір. ПА № 2825 від 29.02.2000 р.
4. Метод побудови полігональних діаграм стану потрійних металургійних систем / Б. Ф. Белов, І. Д. Буга, А. І. Троцан та інші // Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 48344 від 18.03.2013.
5. Троцан А. И. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / А. И. Троцан, Б. Ф. Белов, П. С. Харлашин // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 60-64.
6. Диаграммы состояния двойных многокомпонентных систем на основе железа / Справочник под ред. проф. Д. А. Банньих // М.: Металлургия. – 1986. – 440 с.
7. Рябчиков И. В. О механизме взаимодействия оксидов металлов с углеродом / И. В. Рябчиков, Б. Ф. Белов, В. Г. Мизин // Сталь. – 2014. – № 5. – С. 35-40.



### References

1. Belov B. F., Trotsan A. I., Brodetskiy I. L. et al. The structurallychemical state and classification phases of the oxide and metal in system ironsilicontitaniumoxygen. Message 1. The structurally-chemical analysis of the state duplexsystem titanatestitanades of the iron. Casting Processes. 2015, № 2 (110), pp. 10-17 [in Russian].
2. Belov B. F., Trotsan A. I., Brodetskiy I. L. et al. The structurallychemical state and classification phases of the oxide and metal in system ironsilicontitaniumoxygen. Message 2. The structurally-chemical analysis of the state duplexsystem silicatessilicides of the titan. Casting Processes. 2015, № 5 (113), pp. 8-15 [in Russian].
3. Belov B. F., Trotsan A. I., Charlashin P. S., Creydenko F. S. Method of construction of the polygonal state diagrams binary metallurgical systems. The certificate of state registration the intellectual property rights on production. № 2825 of 29.02.2000 [in Russian].
4. Belov B. F., Buga I. D., Trotsan A. I. et al. Method of construction of the polygonal state diagrams triple metallurgical systems. The certificate of state registration the intellectual property rights on production. № 48344 of 18.03.2013 [in Ukrainian].
5. Trotsan A. I., Belov B. F., Charlashin P. S. About the nature of a chemical bond of elements in metallurgical phases. Izvestiya VUZ. Chernaya Metallurgiya. 2002, № 4, pp. 60-64 [in Russian].
6. Diagrams of state the double multicomponent systems on iron basis. Reference book under the editorship of prof. D. A. Bannyh. Moscow: Metallurgy. 1986, 440 p. [in Russian].
7. Rjabchikov I. V., Belov B. F., Mizin V. G. About the interaction mechanism oxides of the metals with carbon. Steel. 2014, № 5, pp. 35-40 [in Russian].

Поступила 26.12.2015

---

# ЗАТВЕРДЕВАНИЕ СПЛАВОВ

УДК 621.746:669.715

**Ф. М. Котлярский**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## ФОРМИРОВАНИЕ СИЛУМИНОВЫХ ОТЛИВОК НА СТАДИИ ФИЛЬТРАЦИОННОГО ПИТАНИЯ

*Рассмотрены механизмы образования в силуминовых отливках на стадии фильтрационного питания дефектов, нарушающих химическую однородность (ликвацию), размерную точность и внешний вид (утяжины), плотность литого металла (раковины и пористость). Предложены меры их устранения.*

**Ключевые слова:** силумин, отливка, питание, фильтрация, дефекты, ликвация, утяжины, плотность.

*Розглянуто механізми утворення в силумінових виливках на стадії фільтраційного живлення дефектів, які порушують хімічну однорідність (ліквація), розмірну точність та зовнішній вигляд (утяжини), щільність литого металу (раковини та пористість). Запропоновано заходи їх усунення.*

**Ключові слова:** силумін, виливок, живлення, фільтрація, дефекти, ліквация, утяжини, щільність.

*It was considered the mechanisms of formation in silumine castings at the stage of the filtration feeding of defects that distort the chemical homogeneity (segregation), dimensional accuracy and appearance (dimples), cast metal density (shrink hole and porosity). It was proposed measures to eliminate them.*

**Keywords:** silumine, cast, feeding, filtration, defects, segregation, dimples, porosity.

Стадия фильтрационного питания наиболее ответственна за качество отливки, особенно в плане плотности, химической однородности и размерной точности. Значительный объём исследований в этом направлении выполнен в ФТИМС НАН Украины, однако полученные результаты опубликованы в разное время, что затрудняет цельное восприятие озаглавленной проблемы, поэтому представляется целесообразным обобщить накопленные материалы.

Вообще-то, при литье сплавов, кристаллизующихся в интервале температур, на всех этапах затвердевания отливки питание её твёрдо-жидкой зоны осуществляется путём фильтрации расплава сквозь эту зону. Тем не менее, при анализе условий формирования отливки справедливо принято считать, что стадия фильтрационного питания наступает с момента образования сплошного кристаллического каркаса во всём незатвердевшем объёме рассматриваемого участка, то есть когда в тепловом центре отливки сомкнутся границы выливаемости. До этого момента, в зависимости от наличия вдоль тепловой оси отливки слоя жидкости или суспензии, питание считается соответственно жидкостным или суспензионным [1-5] и осуществляется

## Затвердевание сплавов

оно свободно, практически без потерь давления. После образования сплошного кристаллического каркаса подача питающей фазы со стороны прибыли возможна лишь путём фильтрации, в результате чего возникает продольный градиент давлений, величина которого, согласно закону Дарси, обратно пропорциональна коэффициенту фильтрации и площади проходного сечения.

Для протяжённых отливок из сплавов, кристаллизующихся в виде разветвлённых дендритов и имеющих сравнительно низкий коэффициент фильтрации, градиент давлений оказывается столь значительным, что не успевшие приобрести достаточную прочность кристаллы в осевой зоне под его воздействием деформируются в сторону движения жидкости [6, 7]. Из-за неоднородности схватывания и неравномерной прочности дендритов одни слои деформируются больше, чем другие, в результате чего между ними образуются разрывы, заполненные незатвердевшим расплавом. В итоге структура приобретает V-образный рисунок из чередующихся полос уплотнённых первичных кристаллов и легкоплавкой фазы [6, 8] (рис. 1, при литье под низким давлением питающий узел расположен снизу)\*. Наиболее интенсивно этот процесс протекает в подприбыльной части отливки, где расход питающего расплава максимальный. На этом участке установлено ещё одно интересное и важное в технологическом плане явление, связанное с тем, что именно здесь, между обогреваемой прибылью и затвердевающей отливкой образуется температурный градиент, из-за которого происходит избирательная кристаллизация опускающейся из прибыли питающей фазы с выделением тугоплавкой составляющей. Наслаиваясь на ранее образовавшиеся кристаллы, либо образуя новые, эти дополнительные выделения твёрдой фазы сужают междендритные каналы, ухудшая фильтрацию и увеличивая перепад давлений [6, 7]. Следует парадоксальный вывод, что на определённой стадии кристаллизации отливки подприбыльный участок с более высокой температурой не благоприятствовал процессу питания, а тормозил его.

По мере удаления от питающего узла степень деформации дендритов снижается, а на самых удалённых участках, через которые фильтруется незначительное

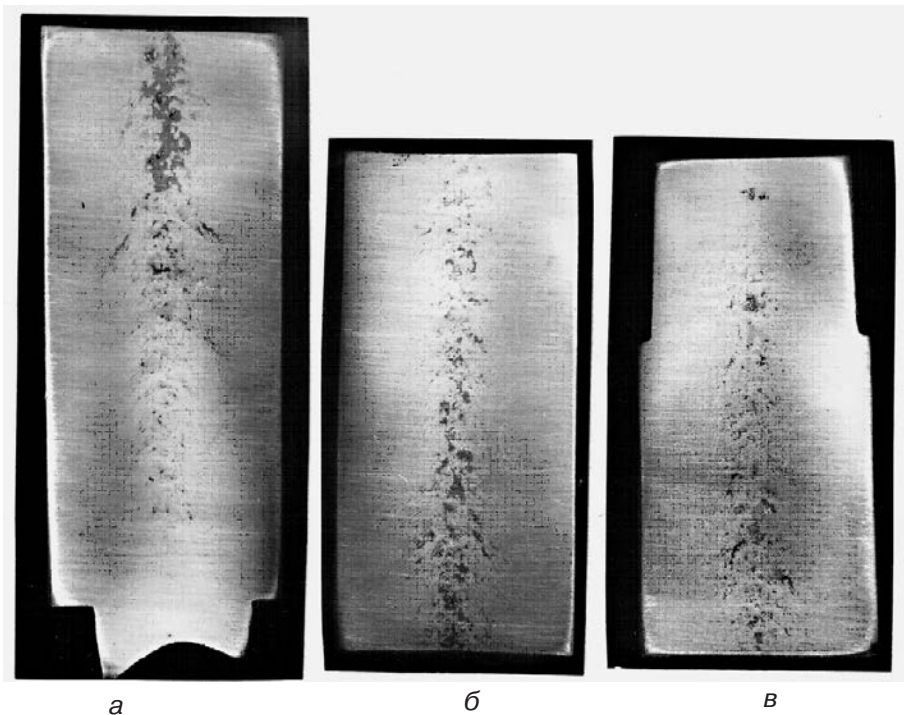


Рис. 1. Осевые сечения нижнего (а), среднего (б) и верхнего участков отливки из сплавов Al+8%Si, полученной литьём под низким давлением

\* В оформлении рисунков участвовал Т. Г. Цир



количество жидкого металла,  $V$  -образное распределение элементов структуры не наблюдается.

Поскольку тугоплавкая составляющая питающей фазы выделилась на подприбыльном участке отливки, более удалённые участки будут питаться легкоплавкой составляющей или эвтектикой. Спектральный анализ центральной зоны отливок диаметром 54 мм и высотой 400 мм, полученных литьём под низким давлением из сплава с исходным содержанием 7,5 % Si, показал, что в подприбыльном сечении концентрация кремния снизилась до 5 %, а по мере удаления от прибыли она постепенно возросла до 9,5 %. Наибольшие скопления эвтектики наблюдаются сразу после зоны с температурным градиентом. Несмотря на относительную близость к металлопроводу, именно здесь чаще всего сосредоточены усадочные дефекты. Этому способствует и то, что понижение содержания кремния с 7,5 до 5 % на нижнем участке и его повышение до 9,5 % на верхнем делит центральную область отливки на два сплава, существенно отличающихся не только кристаллическим строением, но и удельной теплотой кристаллизации (450 кДж у Al+5%Si и 500 кДж у Al+9,5%Si). Таким образом, сочетание частичной закупорки междендритных каналов со снижением теплоты кристаллизации центральной части на участке отливки, примыкающем к металлопроводу, и увеличение теплосодержания центральной части удалённых от металлопровода участков отливки ухудшает направленность затвердевания и качество питания отливки в целом.

По ходу кристаллизации перепад температуры по сечению отливки снижается, а концентрация твёрдой фазы и прочность каркаса в осевой части отливки повышаются, поэтому в массивных отливках (слитках) начинают сдвигаться более удалённые от оси слои твёрдо-жидкого металла. Это объясняется тем, что при одном и том же напоре сдвиговые напряжения линейно возрастают с увеличением радиуса зоны двухфазного состояния. Деформация сдвига произойдёт на таком расстоянии от оси, где значения сдвиговых напряжений превысят прочность кристаллического каркаса. Образовавшиеся при этом разрывы, в которые устремляется легкоплавкая фаза, создают внеосевой  $\Delta$ -образный рисунок структуры [6, 7].

Преждевременное образование сплошного кристаллического каркаса на промежуточных участках между питающим узлом и более удалёнными участками отливки, на которых затвердевшая корочка не успела приобрести достаточную прочность, приводит к образованию утяжин даже в равностенных протяжённых отливках. Такая ситуация возникает при литье под низким давлением слабopегретых сплавов и заполнении формы с малыми скоростями, когда кристаллизация расплава начинается уже в процессе заливки. К концу заполнения формы нижние участки отливки оказываются частично затвердевшими со сплошным кристаллическим каркасом, тогда как на верхнем участке расплав только начинает затвердевать. Если внутреннее давление на этом участке из-за фильтрации и усадочного разрежения опустится ниже атмосферного, возможно образование утяжины. На рис. 2 показана такая полуцилиндрическая отливка радиусом 25 мм и высотой 400 мм из сплава Al+5,8%Si. Причём утяжины образуются как со стороны плоской поверхности, так и со стороны цилиндрической. Несмотря на то, что цилиндрическая корочка более жёсткая, чем плоская, в ряде случаев более глубокие утяжины образуются со стороны цилиндрической поверхности. Объяснить это можно следующим образом. Вначале прогибается плоская поверхность, но по мере увеличения стрелы прогиба силы реакции возрастают и при определённой степени деформации величина напряжений может оказаться достаточной для преодоления жёсткости корочки со стороны цилиндрической поверхности. Деформация цилиндрической корочки в сторону её геометрической оси сопровождается не растяжением, как это имеет место при деформации плоской, а изгибом, что требует меньших усилий, поэтому дальнейшее развитие утяжки протекает преимущественно за счёт прогиба цилиндрической поверхности [9].

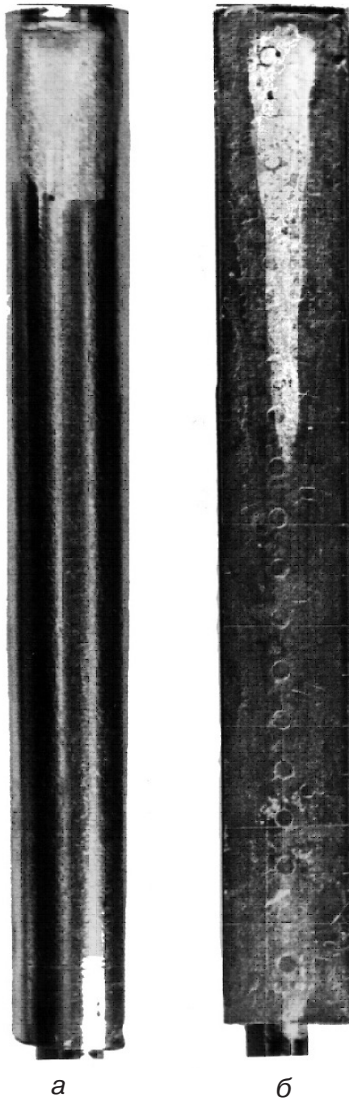


Рис. 2. Внешний вид отливок из сплава Al+5,8%Si со стороны цилиндрической (а) и плоской (б) поверхностей; скорость заполнения формы – 7 см/с; температура заливки – 750 °С

Плотность тех же полуцилиндрических отливок из сплава Al+5,8%Si в зависимости от технологических параметров литья под низким давлением представлена на рис. 3 [10], из которого видно, что в большинстве случаев по мере удаления от металлопровода этот показатель существенно понижался.

Таким образом, приведённые данные по ликвации, утяжке и пористости свидетельствуют о том, что литью под низким давлением и другим сходным методам литья, у которых заполнение форм расплавом и питание отливки осуществляется снизу, присущ характерный недостаток, состоящий в том, что наиболее удалённая от металлопровода верхняя часть формы заполняется в последнюю очередь, поэтому в верхней части протяжённой отливки при определённых условиях возможно образование теплового центра с описанными выше неприятными последствиями. Как показали экспериментальные исследования, улучшить положение можно организацией направленности затвердевания путём повышения перегрева расплава при низких скоростях заполнения формы.

При гравитационной заливке сверху наиболее удалённая от прибыли нижняя часть формы заполняется в первую очередь и, соответственно, протяжённая отливка начинает затвердевать снизу в сторону прибыли с соблюдением принципа направленности затвердевания, поэтому обычно эта наиболее удалённая от питающего узла нижняя часть протяжённой отливки бывает наиболее качественной.

Однако есть так называемые нетехнологичные для любых способов литья отливки, в которых толстенная часть отгорожена от узла питания тонкостенной. В месте перехода одной толщины стенки в другую чаще всего развиваются ликвационные и деформационные явления как следствие фильтрационного питания. Разностенную отливку моделировали [6] с помощью цилиндров разного диаметра: толстый цилиндр (назовём его отливкой) диаметром 50 мм, а расположенные между ним и

прибылью промежуточные узкие цилиндры (назовём их питателями) диаметром 20, 30, 40 и 50 мм (рис. 4). Температура неокрашенного кокиля перед заливкой изменялась от 25 до 520 °С, а температура алюминиевого сплава, содержащего 6 % кремния, составляла 750 °С. При минимальном диаметре питателя 20 мм в верхней части отливки фиксируется вытянутая сверху вниз концентрированная раковина, свидетельствующая о том, что к моменту затруднения и прекращения питания в этой зоне металл находился в жидкоподвижном состоянии. С увеличением диаметра питателя до 30 мм размеры раковины резко уменьшились, но рядом возникли ликвационные пятна из просочившейся сквозь кристаллический каркас легкоплавкой фазы (эвтектики). При диаметре питателя 40 мм раковины практически исчезли, а ликвационные пятна увеличились. В условиях нормального питания отливки через питатель диаметром 50 мм осевые ликвационные пятна и полосы исчезли.

## Затвердевание сплавов

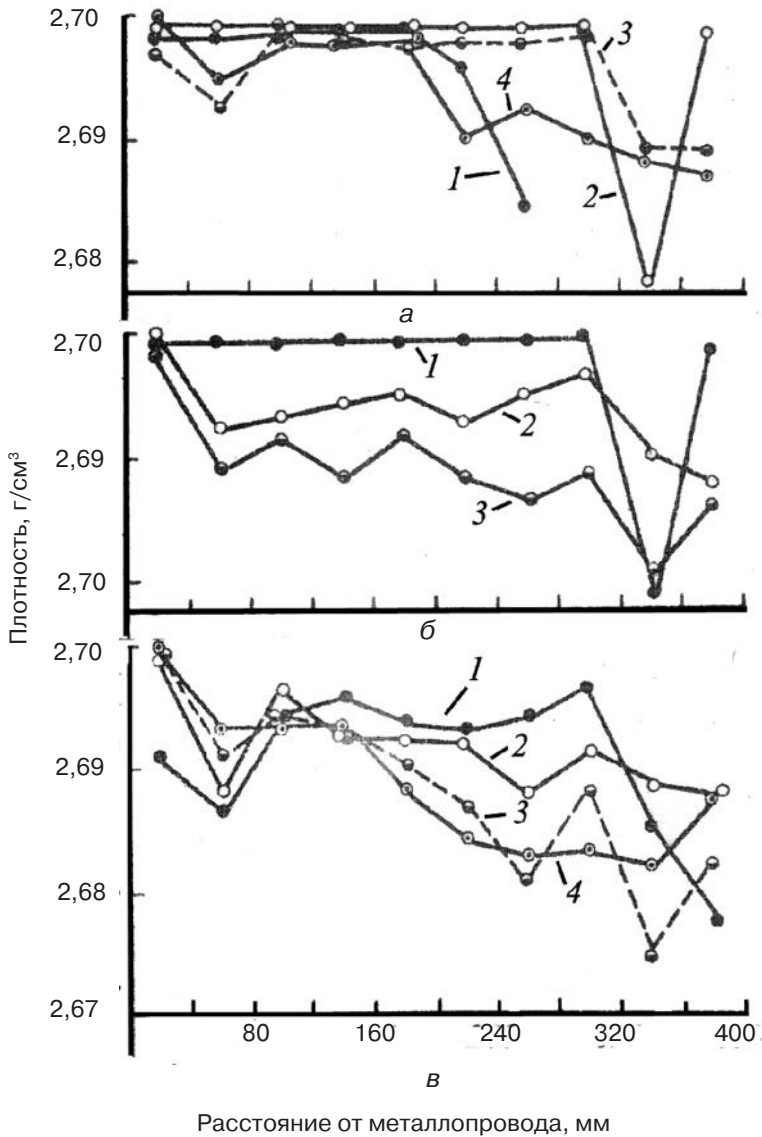


Рис. 3. Влияние температуры заливки  $T_3$  (а), скорости заполнения формы  $V$  (б) и избыточного давления  $P_{н}$  (в) на распределение плотности по высоте отливки: а –  $T_3$ , °С: 1 – 650, 2 – 750, 3 – 850, 4 – 950;  $V = 7$  см/с;  $P_{н} = 0,035$  МПа; б –  $V$ , см/с: 1 – 7,0; 2 – 12,0; 3 – 18,0;  $T_3 = 750$  °С;  $P_{н} = 0,035$  МПа; в –  $P_{н}$ , МПа: 1 – 0,018; 2 – 0,035; 3 – 0,06; 4 – 0,1;  $T_3 = 750$  °С;  $V = 12,0$  см/с; сплав Al+5,8%Si

По мере повышения температуры кокиля при питателе диаметром 30 мм (рис. 4, д, е, ж) всё большая часть раковин оказывалась заполненной легкоплавкой фазой, и в отливках, полученных при исходной температуре кокиля 380 и 520 °С раковины практически отсутствовали, а осевая ликвация приобрела более выраженный характер. Средняя плотность отливок в зависимости от температуры кокиля составляла: при 25 °С – 2672 кг/м<sup>3</sup>, при 380 °С – 2684 кг/м<sup>3</sup>, при 520 °С – 2681 кг/м<sup>3</sup>. В данном случае улучшение питания отливки может быть объяснено тем, что в условиях замедленного затвердевания повышается роль перетоков тепла из массивных участков в более узкие, в результате чего сокращается разница в продолжительности кристаллизации различных по толщине сечений.

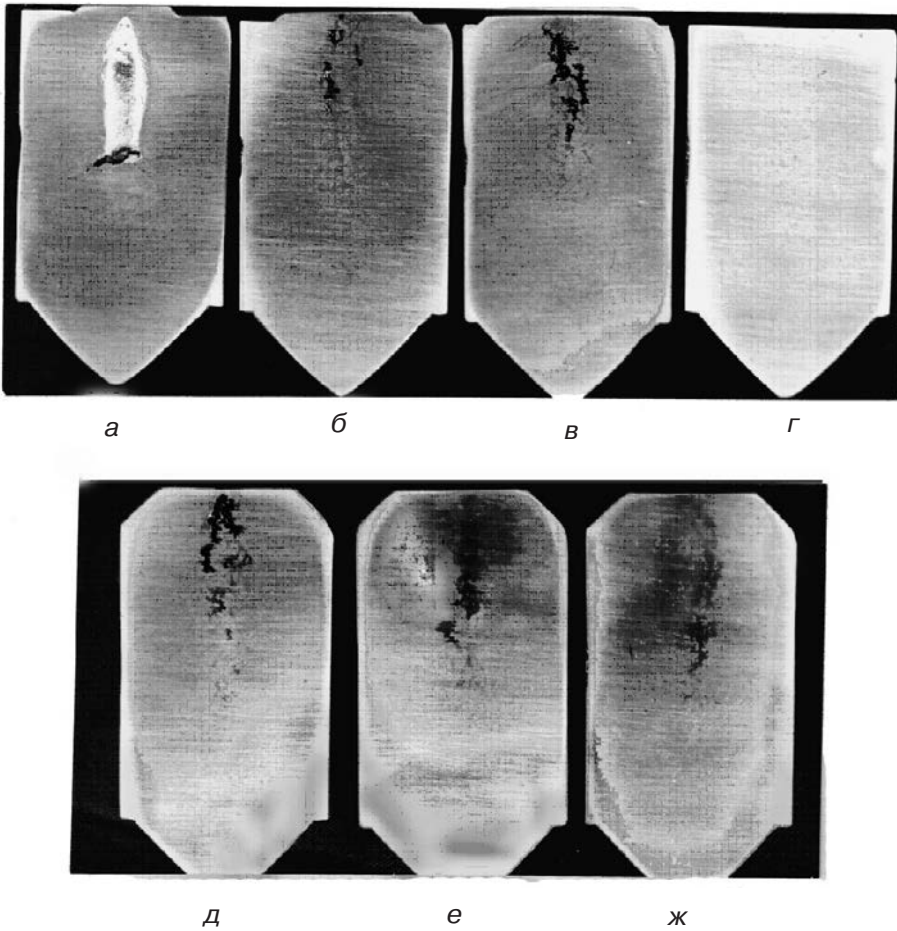


Рис. 4. Расположение раковин и ликвационных пятен в металлоёмких узлах диаметром 50 мм при верхнем расположении прибыли; диаметр питателя, мм: а – 20; б, д, е, ж – 30; в – 40; г – 50; температура кокиля, °С: а, б, в, г, д – 25; е – 380; ж – 520

Следует отметить, что в плане питания затвердевающей отливки снижение интенсивности теплоотвода помимо положительной стороны имеет и отрицательную.

Рассмотрим крайний случай, когда интенсивность охлаждения столь низкая, что перепад температур во всей отливке, включая прибыль, из-за перераспределения тепла отсутствует. Это не трудно представить применительно к алюминиевым сплавам, обладающим высокой теплопроводностью. В таких условиях образование связанного кристаллического каркаса происходит одновременно во всех частях отливки. При дендритной кристаллизации некоторых доэвтектических силуминов для этого достаточно выделиться 10-20 % твёрдой фазы. С этого момента прибыль прекращает нормально работать, поскольку вся её масса становится нежидкоподвижной, а передачу отливке междендритного расплава затрудняют капиллярные силы, возникающие в междендритных ячейках на открытой поверхности прибыли. Тем не менее какое-то питание продолжается за счёт деформации поверхности прибыли и образования в ней несплошностей под действием усадочного разрежения. Однако в тех же условиях находится и отливка, и в ней тоже под действием усадочного разрежения будут происходить те же деформационные процессы с образованием утяжин и трещин. Таким образом при очень низкой интенсивности теплоотвода затвердевающая отливка с прибылью может формироваться в режиме бесприбыльной.

Здесь рассмотрен крайний случай. В действительности при литье в сухие песчаные формы и окрашенные горячие кокили интенсивность теплоотвода промежуточная, а значит и результаты будут промежуточными.

Сохранить ступенчатую конструкцию не-технологичной отливки можно локальным замедлением интенсивности затвердевания более тонкой промежуточной части, выполняющей роль питателя, например, путём выполнения формы комбинированной: металлической в зоне расположения толстостенной части и из формовочной смеси в зоне тонкостенной части и прибыли (рис. 5).

Опытная отливка представляла два сопряжённых цилиндра, один из которых (диаметром 50 мм и высотой 100 мм) формировался в металлическом вытряхном кокиле а второй (диаметром от 5 до 40 мм с шагом 5 мм и высотой 70 мм) – в песчаном стержне с жидкостекольным связующим. В том же стержне выполнена прибыльная часть диаметром 50 мм и высотой 70 мм.

Чтобы учесть фактор материала отливки, исследовали чистый алюминий (А6), бинарный сплав алюминия с 6 % кремния, имеющий температурный интервал кристаллизации около 45 °С и образующий связанный кристаллический каркас вскоре после начала затвердевания при концентрации твёрдой фазы около 15 % [11], и близкий к эвтектическому сплав СИЛ-00 с содержанием кремния 11-12 %, у которого кристаллический каркас если и образуется, то на стадии затвердевания эвтектики. Исходная температура формы 25-30 °С, температура заливки расплава 740-750 °С.

Полученные отливки (рис. 6) после отрезки питателей с прибылями взвешивали для предварительной оценки полноты питания, а затем готовили продольные осевые макрошлифы. Судя по данным рис. 7, для питания затвердевающих в кокиле

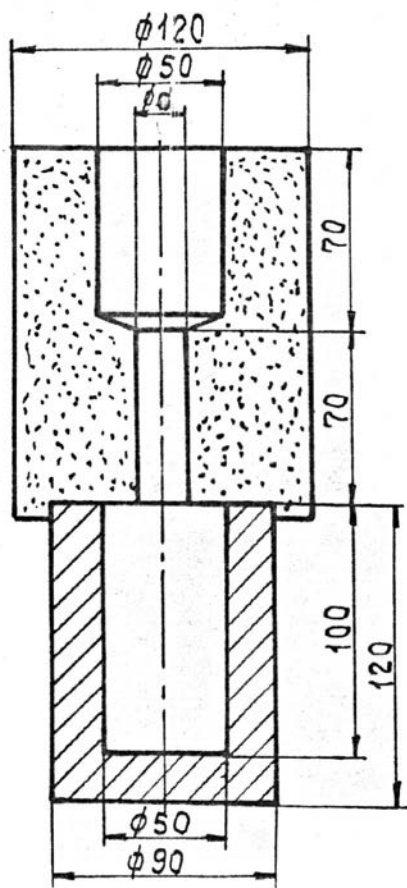


Рис. 5. Опытная песчано-металлическая форма

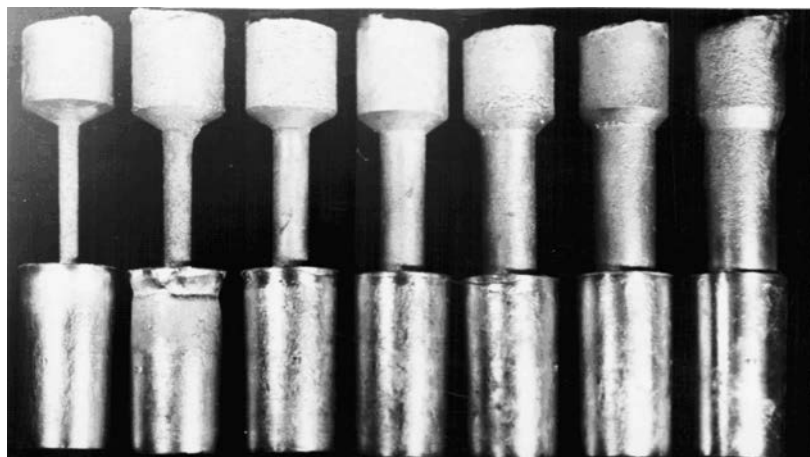


Рис. 6. Внешний вид опытных отливок с прибылями



Рис. 7. Зависимость веса кокильной части отливки от диаметра песчаного питателя: 1 – Al; 2 – Al+6%Si; 3 – Al+11,5%Si

алюминиевых отливок диаметром 50 мм достаточно песчаного питателя диаметром 15 мм. Дальнейшее увеличение сечения питателя до 40 мм не даёт существенного эффекта – приращение веса не превышает 1 г (0,19 %).

Для отливок из обоих исследованных сплавов алюминия с кремнием диаметр песчаного питателя должен быть не менее 20 мм. По мере дальнейшего увеличения диаметра питателя до 35 мм наблюдается постепенное увеличение веса примерно на 2 г (0,37 %), а при диаметре 40 мм начинается процесс понижения плотности, связанный, по-видимому, с замедлением затвердевания верхней части отливки из-за перетоков в неё тепла питателя и образования, в результате, газовой пористости.

Анализ макрошлифов (рис. 8) показывает, что при питателях диаметром 5-10 мм в верхней части отливок внутри образуются большие концентрированные раковины, а на наружной поверхности ряда отливок (особенно из эвтектического сплава) – утяжины. С увеличением диаметра питателя сначала уменьшаются или вовсе исчезают раковины и утяжины, а затем то же самое происходит и со сменившими их пористостью и ликвационными пятнами. При диаметре питателя 20 и 25 мм визуально просматриваемые поры остаются только на отливках из эвтектического сплава. Аналогичное выделение эвтектического сплава из ряда других силуминов наблюдалось и в других работах [7, 9]. Это может быть следствием того, что в сравнительно широкоинтервальных доэвтектических силуминах большую роль в компенсации усадки затвердевания непропитываемых узлов играет деформация поверхности, то есть утяжка [7], что в свою очередь может быть следствием уменьшения содержания в расплаве включений  $Al_2O_3$  с понижением содержания кремния. Так из выполненного в работе [12] обзора по неметаллическим включениям следует, что в сплаве Al+11%Si содержание  $Al_2O_3$  в 6 раз больше, чем в сплаве Al+5%Si.

Таким образом, использование комбинированных песчано-металлических форм позволяет получать качественные силуминовые отливки с разностенностью в 2,0-2,5 раза для чистого алюминия и сплава Al+6%Si и в 1,5-2,0 раза для эвтектического сплава.

Описанные выше результаты экспериментальных исследований дают качественные представления о влиянии фильтрационного питания на формирование выявленных дефектов в тех или иных конкретных условиях. Что же касается теории этих процессов с возможностью их количественного расчёта и прогнозирования для любых возникших ситуаций, необходимо располагать, по крайней мере, значениями коэффициентов фильтрации и времени образования сплошного кристаллического каркаса, привязанных к реальным условиям затвердевания отливки, для чего разработаны [7] специальная методика и устройство, представленное схематично на рис. 9.

Металлическая форма 1 выполнена в виде усечённого конуса, расширяющегося снизу вверх под углом  $1,5^\circ$ . Нижняя толстостенная часть формы, теплоизолированная

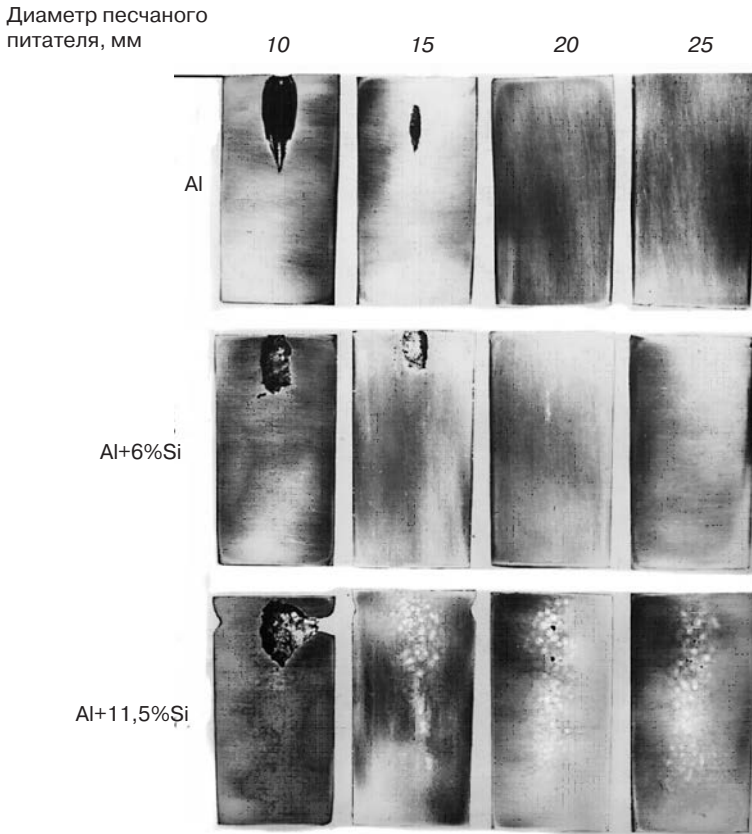


Рис. 8. Влияние диаметра песчаного питателя и материала отливки на наличие и характер усадочных дефектов

снаружи, предназначена для формирования исследуемого участка отливки высотой 150 мм. Верхняя тонкостенная часть формы выполняет роль прибыли. В ней жидкий металл сохраняется дольше, чем затвердевает отливка. В крышке 2, плотно прикрывающей форму сверху, выполнены три канала: через первый в центральную часть отливки установлена хромель-алюмелевая термопара 3, через второй полость формы может сообщаться либо с атмосферой, либо с источником сжатого воздуха, а через третий – с манометром 4. Собранная форма при комнатной температуре погружалась в тигель 5 с расплавом на глубину, при которой между крышкой и зеркалом металла оставался воздушный зазор высотой 10-15 мм (во время погружения полость формы сообщалась с атмосферой). По истечении заданного промежутка времени форму извлекали из тигля и над прибылью создавалось предусмотренное методикой исследования избыточное давление.

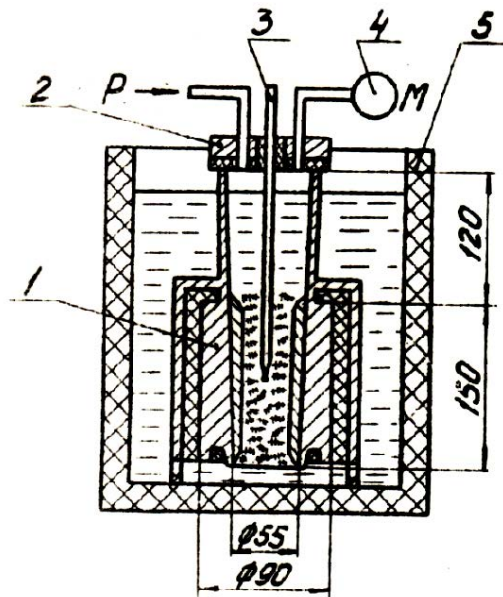


Рис. 9. Схема устройства для определения кинетики затвердевания и параметров фильтрационного питания отливки

## Затвердевание сплавов

Профильтрованная масса расплава собиралась на подложке, а затем взвешивалась. В процессе каждого опыта фиксировали время извлечения формы из тигля, время подачи давления, величина давления и момент прекращения фильтрации. С помощью потенциометра ЭПП09-М3 записывали кривую охлаждения. В качестве шихтовых материалов использовали алюминий А0, силумин СИЛ-0 и кремний кристаллический Кр1. Температуру заливки всех сплавов поддерживали в пределах 110-115 °С выше ликвидуса.

Согласно опытным данным, масса фильтрата находится в линейной зависимости от давления. Этим подтверждается возможность использования закона Дарси для двухфазных металлических систем, хотя при определённых условиях не исключены отклонения от этого закона из-за деформации кристаллического каркаса под действием давления и частичной закупорки питающих каналов твёрдой фазой, выделяющейся из расплава, поступающего для компенсации усадки.

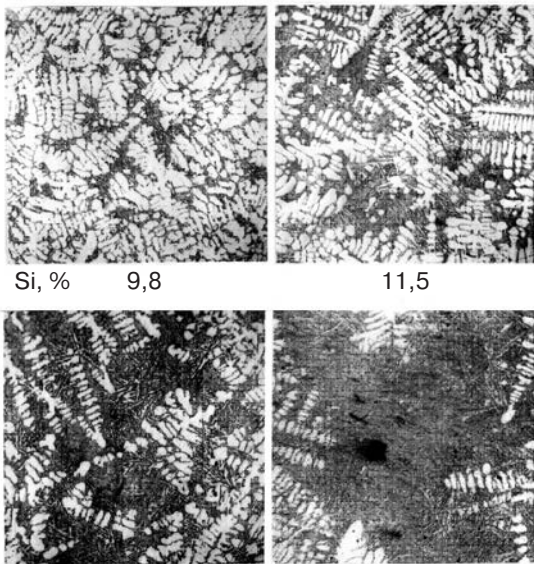
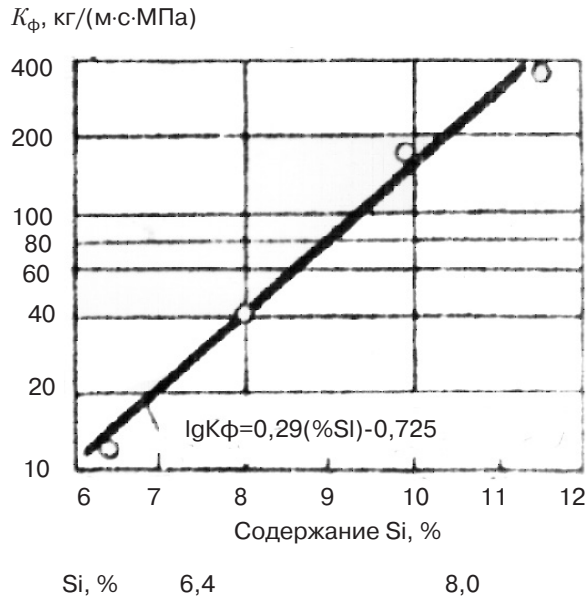


Рис. 10. Зависимость коэффициентов фильтрации и соответствующих им структур от содержания кремния в расплаве,  $\times 110$

для компенсации усадки.

В процессе экспериментальных исследований установлено, что время прекращения фильтрации по отношению к времени полного затвердевания зависит от расхода фильтрата: чем этот расход больше, тем раньше прекращается фильтрация (от 5 до 25 с).

Определённые по данной методике коэффициенты фильтрации  $K_\phi$  (сверху) и соответствующие им структуры (внизу) представлены на рис. 10. Для приближённых расчётов может быть использована эмпирическая зависимость:

$$\lg K_\phi = 0,29 (\% \text{ Si}) - 0,725.$$

Экспериментально также установлено, что к концу затвердевания ряда сплавов значения коэффициента фильтрации существенно снижаются (рис. 11), что можно объяснить неравномерностью роста кристаллов.

Время образования связанного кристаллического каркаса по всему сечению отливки (рис. 12, кривая 5) определяли путём выдавливания из неё незатвердевшей сердцевинки под действием металлостатического напора 4 кПа. Каркас считался связанным, если его прочность была достаточной для сопротивления указанному напору.

Анализ экспериментальных данных показывает, что применительно к заэвтектическим сплавам разделение процесса формирования отливки на стадии свободного



## Затвердевание сплавов

и затруднённого питания является весьма условным, так как граница этого раздела в значительной мере зависит от металлостатического напора, под действием которого происходит выдавливание незатвердевшей сердцевины при установлении момента схватывания.

Благодаря отливкам, полученным при определении фильтрационных параметров, оказалось возможным визуально оценить деформационную способность кристаллического каркаса силуминов при фиксированном низком давлении (4 кПа) в зависимости от содержания кремния. Осевые темплеты отливок из сплавов, содержащих более 8 % Si, представлены на рис. 13. При более низких содержаниях кремния никаких следов деформации не наблюдалось, то есть прочность кристаллического каркаса была достаточной для сопротивления указанному давлению.

$K_f$ , кг/(м·с·МПа)

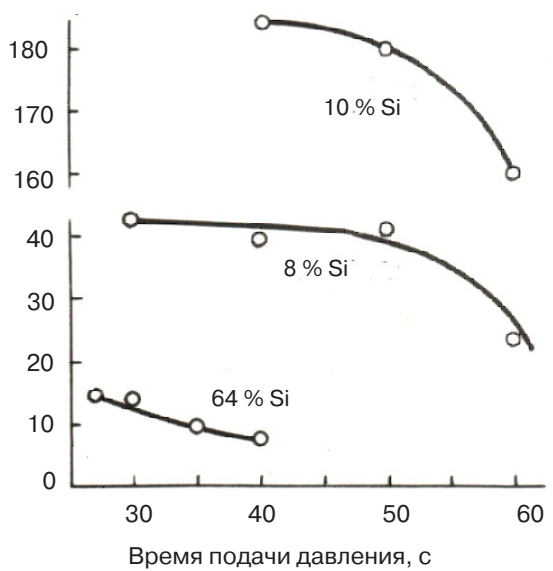


Рис. 11. Изменение коэффициентов фильтрации в процессе затвердевания доэвтектических силуминов

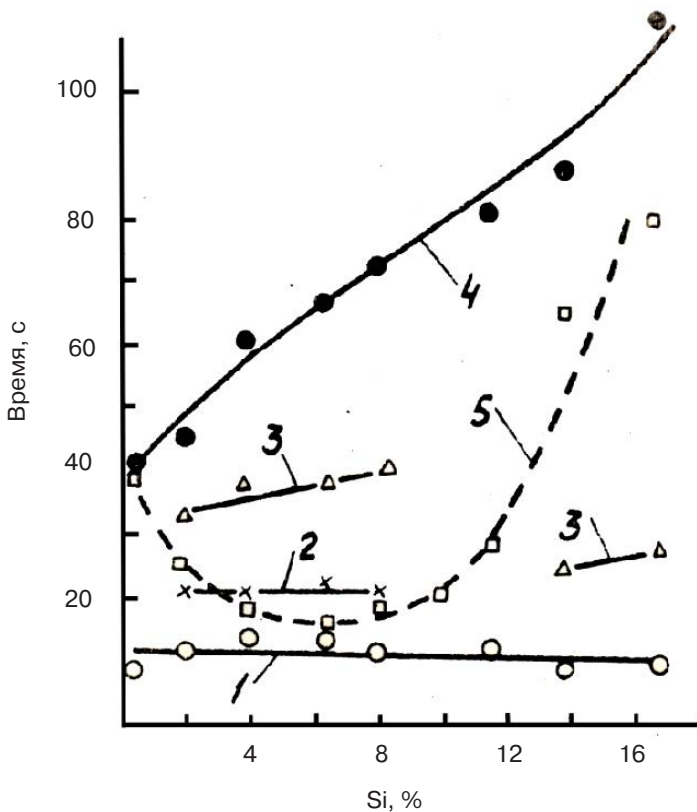


Рис. 12. Кинетика затвердевания (1 – снятие перегрева, 2 – окончание наличия температуры ликвидус, 3 – начало эвтектической кристаллизации, 4 – общая продолжительность затвердевания) и образование кристаллического каркаса по всему сечению отливки (5)

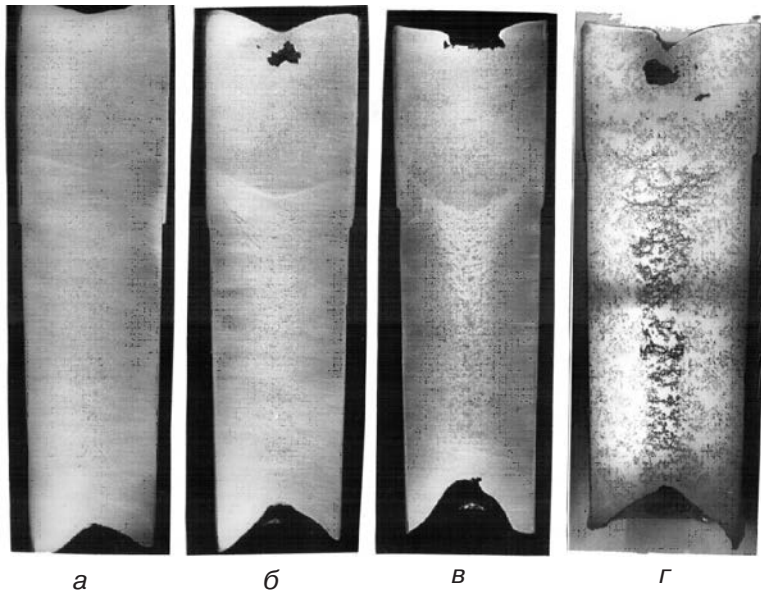


Рис. 13. Деформация кристаллического каркаса затвердевающей отливки под металлостатическим напором 4 кПа. Содержание кремния, %: а – 8; б – 10; в – 11,5; г – 17

По мере увеличения содержания кремния степень деформации на подприбыльных участках усиливалась, достигая максимума при эвтектическом и заэвтектическом составах, хотя из литературы [13-15] известно, что в бинарных силуминах с содержанием кремния более 8-9 % связанный кристаллический каркас не образуется. Здесь могут сказываться различные методики обнаружения кристаллического каркаса [16] и отличия исследованных сплавов от бинарных по химическому составу.

Вывод формулы для определения перепада давления  $\Delta P$ , обеспечивающего фильтрационное питание, в каждом конкретном случае будет зависеть от геометрии отливки и условий теплоотвода. В частности, для отливки типа пластины такая зависимость имеет вид [17] :

$$\Delta P = \frac{nK_3 h^2 \alpha \tau^{n-1} \rho_{ж}}{K_{\phi} (\delta - 2K_3 \tau^n)}$$

где  $n$  – показатель степени, отражающий закон роста твёрдой фазы;  $K$  – коэффициент затвердевания;  $\alpha$  – коэффициент объёмной усадки при затвердевании;  $h$  – протяжённость питаемого участка;  $\tau$  – время от начала затвердевания;  $\delta$  – толщина пластины;  $\rho_{ж}$  – плотность сплава в жидком состоянии;  $K_{\phi}$  – коэффициент фильтрации.

Согласно этой формуле для пластины толщиной 20 мм из сплава, содержащего 6,4 % Si ( $\tau_3 = 25$  с,  $K_3 = 2 \cdot 10^{-3}$  м·с<sup>-0,5</sup>,  $K_{\phi} = 12$  кг/(м·с·МПа),  $\alpha = 0,05$ ,  $n = 0,5$ ) через 20 с после начала затвердевания в сечении, удалённом от прибыли на расстояние 0,3 м, происходит падение давления в жидкой фазе до нуля. Возникшее внутри отливки разрежение может инициировать развитие процессов газовыделения, утяжки поверхности отливки и др.

Для условий направленного затвердевания отливки типа пластины в работе [6] рассмотрен один из возможных вариантов, когда рост твёрдой фазы подчиняется закону квадратного корня, а коэффициент затвердевания уменьшается в сторону прибыли по линейному закону, то есть  $K_3 = K_{30} - mh_{II}$ , где  $K_{30}$  – коэффициент затвердевания начального сечения;  $m$  – коэффициент направленности затвердевания;  $h_{II}$  – расстояние

## Затвердевание сплавов

от начального сечения. За начальное или нулевое сечение принято считать границу между затвердевшим и незатвердевшим участками отливки, то есть сечение, проходящее через наиболее удалённую от прибыли точку питающего канала (рис. 14, а).

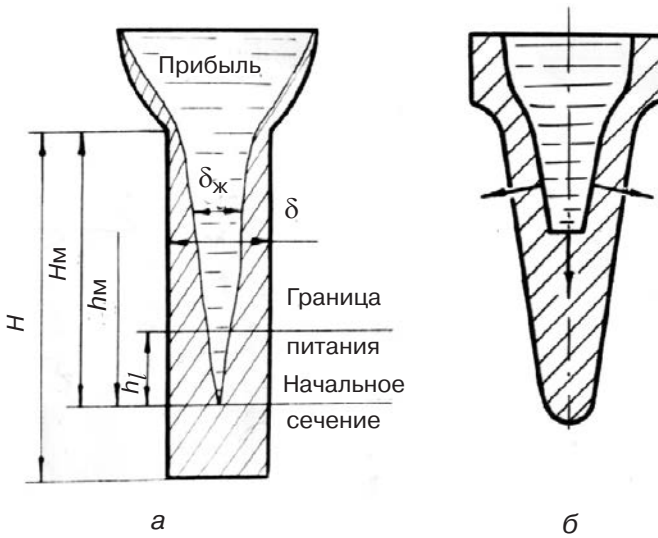


Рис. 14. Форма питающего канала направленно затвердевающей отливки без учёта (а) и с учётом (б) осевого теплоотвода

Наиболее затруднённые условия фильтрационного питания возникают после полного завершения формирования кристаллического каркаса, то есть при температуре эвтектики. Для этого случая требуемый перепад давлений может быть рассчитан по формуле :

$$\Delta P = \frac{\alpha K_{30}^2 h_n (4K_{30} - mh_n)}{2K_\phi m \delta^2}$$

Поскольку  $mh_n \leq K_{30}$ , им можно пренебречь, и тогда формула приводится к виду:

$$\frac{\Delta P m}{K_{30}^3} = \frac{2\alpha_3 h_n}{K_\phi \delta^2}$$

В правую часть этого выражения входят известные параметры, характеризующие материал и размеры отливки, поэтому она может рассматриваться как константа. Это говорит о том, что примерно одинаковые условия питания отливки достигаются при соблюдении:

$$\frac{\Delta P m}{K_{30}^3} = \text{const.}$$

Следовательно, в зависимости от возможностей того или иного способа литья недостаток давления может быть компенсирован улучшением направленности затвердевания, либо снижением интенсивности теплоотвода. С другой стороны, если повышение направленности затвердевания сопряжено со значительными трудно-

## Затвердевание сплавов

стями, можно идти по пути увеличения давления и снижения  $K_{30}$  в представленном соотношении.

Обычно питающий канал направленно затвердевающей отливки представляют в виде перевёрнутого остроконечного конуса [18, с. 165; 19, с. 397]. Автор данной статьи позаимствовал эту схему (рис.14, а) для аналитических исследований и получил результат, согласно которому большая часть перепада давлений тратится на питание острой конечности. В то же время в работе [7] показано, что на удалённом от прибыли затвердевшем и продолжающем охлаждаться участке создаётся продольный температурный градиент, а следовательно, и тепловой поток. Таким образом, в направленно затвердевающей отливке теплота кристаллизации отводится одновременно в поперечном направлении стенками формы и в продольном направлении затвердевшей частью, в результате чего питающий канал приобретает вид, представленный на рис.14, б, что значительно облегчает процесс питания.

В заключение предлагается перечень отличий изложенного материала от ранее выполненных исследований других авторов, представленных в обзоре работы [7]:

- механизм образования осевой V-образной ликвации в момент завершения образования в осевой зоне отливки междендритных связей, возникновение продольного перепада давлений, разрушающего эти связи и деформирующего наиболее слабые центральные слои твёрдо-жидкой массы в сторону питания;
- механизм образования внеосевой  $\Delta$ -образной ликвации в твёрдо-жидкой сердцевине отливки после повышения концентрации твёрдой фазы и прочности каркаса в осевой зоне, когда создаются условия для сдвига более удалённых от оси слоёв, поскольку в это время при одном и том же напоре сдвиговые напряжения линейно возрастают с увеличением радиуса зоны двухфазного состояния, деформация сдвига произойдёт на таком расстоянии от оси, где значения сдвиговых напряжений превысят прочность кристаллического каркаса;
- частичная или даже полная закупорка междендритных питающих каналов в подприбыльной части отливки с продольным температурным градиентом в результате избирательной кристаллизации опускающейся из прибыли питающей фазы с выделением тугоплавкой составляющей;
- механизм образования более глубоких утяжин на цилиндрических поверхностях по сравнению с рядом расположенными менее жёсткими плоскими поверхностями: деформация цилиндрической корочки сопровождается не растяжением, как это имеет место при деформации плоской, а изгибом, что требует меньших усилий;
- интересны и полезны в практическом плане исследования и рекомендации по получению разностенных силуминовых отливок;
- методика определения фильтрационных параметров (коэффициент фильтрации, время образования связанного кристаллического каркаса) в условиях, приближённых к реальному затвердеванию силуминовых отливок;
- зависимость времени прекращения фильтрационного питания от расхода фильтра;
- экспериментально установленный факт уменьшения коэффициента фильтрации на стадии эвтектического затвердевания при, казалось бы, неизменном кристаллическом каркасе;
- установление компенсирующего соотношения между давлением, направленностью затвердевания и коэффициентом затвердевания при обеспечении питания направленно затвердевающей отливки;
- учёт осевого теплоотода затвердевшей частью направленно затвердевающей отливки, существенно изменяющего форму питающего канала и облегчающего процесс питания, что должно приниматься во внимание при технологических работах процессов получения силуминовых отливок.



### Список литературы

1. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства / А. А. Рыжиков. – М.: Свердловск: Машгиз, 1961. – 447 с.
2. Баландин Г. Ф. Основы теории формирования отливки / Г. Ф. Баландин. – М.: Машиностроение, 1976. – 328 с.
3. Бондарев В. А. Связь диаграммы состояния и условий питания отливки / В. А. Бондарев, А. И. Вейник // Литейные свойства металлов и сплавов. – М.: Наука, 1967. – С.173-178.
4. Фокин В. И. Процессы питания и образования зональной ликвационной неоднородности в стальных отливках / В. И. Фокин // Повышение качества отливок и слитков. Горький. – 1979. – № 1. – С.18-21.
5. Тимофеев Г. И. Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок / Г. И. Тимофеев. – М.: Metallurgiya, 1977. – 160 с.
6. Котлярский Ф. М. Процессы образования и методы снижения физической и химической неоднородности отливок из алюминиево-кремниевых сплавов. Дис... д.т.н. – Киев.: ИПЛ АН УССР, 1991. – 438 с.
7. Котлярский Ф. М. Формирование отливок из алюминиевых сплавов / Ф. М. Котлярский. – Киев.: Наукова думка, 1990. – 216 с.
8. Отчёт по теме НИР 1.6.5.432. Исследование механики развития деформационных процессов в затвердевающей отливке. – Киев: ФТИМС НАНУ. – 2001. – 288 с.
9. Котлярский Ф. М. Исследование процесса формирования отливок из алюминиево-кремниевых сплавов в зависимости от условий питания. Дис... канд. техн. наук.- Киев: ИПЛ АН УССР, 1975. – 216 с.
10. Котлярский Ф. М. Исследование влияния тепло-силовых условий затвердевания на процесс формирования отливок из алюминиевых сплавов / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов. – Киев, 1979. – 28 с. (Препринт/ АН УССР. Ин-т проблем литья).
11. Магницкий О. Н. Влияние условий затвердевания на формирование усадочных раковин в стальных отливках / О. Н. Магницкий, Б. Б. Гуляев // Усадочные процессы в металлах. – М.: АН СССР, 1960. – С.19-31.
12. Котлярский Ф. М. Водород в алюминиевых сплавах и отливках: монография / Ф. М. Котлярский. – Киев: Освіта України, 2011. – 208 с.
13. Бочвар А. А., Новиков Н. Н. О твердожидком состоянии сплавов разного состава в период их кристаллизации / А. А. Бочвар, Н. Н. Новиков // Изв. АН СССР. ОТН. – 1952. – № 2. – С. 217-233.
14. Гуляев Б. Б. Литейные процессы / Б. Б. Гуляев. – М.: машгиз, 1960. – 416 с.
15. Бахтиаров Р. А. О зависимости величины усадочной пористости в отливках от положения сплава на диаграмме состояния / Р. А. Бахтиаров // Изв. АН СССР. ОТН. Metallurgiya и топливо. – 1962. – № 4. – С. 62-69.
16. Котлярский Ф. М. О состоянии двухфазной области кристаллизующихся силуминов / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов // Процессы литья. – 2006. – №1. – С. 22-25.
17. Котлярский Ф. М. Особенности фильтрационного питания отливок из алюминиевых сплавов / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов // Литейн. про-во. – 1986. – № 5. – С. 4-6.
18. Пржибыл Й. Теория литейных процессов / Й. Пржибыл. – М.: Мир, 1967. – 328 с.
19. Вейник А. И. Теория затвердевания отливки / А. И. Вейник. – М.: Машгиз, 1960. – 436 с.



### References

1. Ryzhikov A. A. Teoreticheskie osnovy litejnogo proizvodstva. M.-Sverdlovsk: Mashgiz, 1961, 447 p. [in Russian].
2. Balandin G. F. Osnovy teorii formirovaniya otlivki. Moscow: Mashinostroenie, 1976, 328 p. [in Russian].

3. Bondarev V. A., Vejnik A. I. Svjaz' diagrammy sostojanija i uslovij pitanija otlivki. Litejnye svojstva metallov i splavov. Moscow: Nauka, 1967, pp. 173-178 [in Russian].
4. Fokin V. I. Processy pitanija i obrazovanija zonal'noj likvacionnoj neodnorodnosti v stal'nyh otlivkah. Povyshenie kachestva otlivok i slitkov. - Gor'kij. 1979, № 1, pp. 18-21 [in Russian].
5. Timofeev G. I. Mehanika splavov pri kristallizacii slitkov i otlivok. Moscow: Metallurgija, 1977, 160 p. [in Russian].
6. Kotljarskij F. M. Processy obrazovanija i metody snizhenija fizicheskoj i himicheskoj neodnorodnosti otlivok iz aljuminievo-kremnievyh splavov. Dissertacija d.t.n. Kyiv: IPL AN USSR, 1991, 438 p. [in Russian].
7. Kotljarskij F. M. Formirovanie otlivok iz aljuminievyh splavov. Kyiv: Naukova dumka, 1990, 216 p. [in Russian].
8. Otchet po teme NIR 1.6.5.432. Issledovanie mehaniki razvitija deformacionnyh processov v zatverdevajushhej otlivke. Kiev: FTIMS NANU, 2001, 288 p. [in Russian].
9. Kotljarskij F. M. Issledovanie processa formirovanija otlivok iz aljuminievo-kremnievyh splavov v zavisimosti ot uslovij pitanija. Dissertacija kand. tehn. nauk. Kiev: IPL AN USSR, 1975, 216 p. [in Russian].
10. Kotljarskij F. M., Borisov G. P. Issledovanie vlijanija teplo-silovyh uslovij zatverdevanija na process formirovanija otlivok iz aljuminievyh splavov. Kiev, 1979, 28 p. (Preprint/ AN USSR. In-t problem lit'ja) [in Russian].
11. Magnickij O. N., Guljaev B. B. Vlijanie uslovij zatverdevanija na formirovanie usadochnyh rakovin v stal'nyh otlivkah // Usadochnye processy v metallah. Moscow: AN SSSR, 1960, pp. 19-31 [in Russian].
12. Kotljarskij F. M. Vodorod v aljuminievyh splavah i otlivkah: monografija. Kyiv: Osvita Ukraïni, 2011, 208 p. [in Russian].
13. Bochvar A. A., Novikov N. N. O tverdozhidkom sostojanii splavov raznogo sostava v period ih kristallizacii. Izv. AN SSSR. OTN. 1952, № 2, pp. 217-233 [in Russian].
14. Guljaev B. B. Litejnye processy. Moscow, mashgiz, 1960, 416 p. [in Russian].
15. Bahtiarov R. A. O zavisimosti velichiny usadochnoj poristosti v otlivkah ot polozhenija splava na diagramme sostojanija. Izv. AN SSSR. OTN. Metallurgija i toplivo. 1962, № 4, pp. 62-69 [in Russian].
16. Kotljarskij F. M., Borisov G. P. O sostojanii dvuhfaznoj oblasti kristallizujushhhsja siluminov. Processy lit'ja, 2006, № 1, pp. 22-25 [in Russian].
17. Kotljarskij F. M., Borisov G. P. Osobennosti fil'tracionnogo pitanija otlivok iz aljuminievyh splavov. Litejnoe proizvodstvo, 1986, № 5, pp. 4-6 [in Russian].
18. Przhibyl J. Teorija litejnyh processov. Moscow: Mir, 1967, 328 p. [in Russian].
19. Vejnik A. I. Teorija zatverdevanija otlivki. Moscow: Mashgiz, 1960, 436 p. [in Russian].

Поступила 09.11.2015

УДК 669-1

**Г. П. Борисов, А. А. Щерецкий, В. П. Головаченко,  
В. М. Дука, А. Г. Вернидуб**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## **ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ $\alpha$ -ФАЗЫ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК7ч**

*С использованием метода динамического механического анализа исследована взаимосвязь модуля упругости ( $E'$ ) и внутреннего трения ( $tg \alpha$ ) от температуры испытаний и морфологии первичных кристаллов  $\alpha$ -твёрдого раствора литых образцов, полученных литьём под давлением. Установлены максимальные значения модуля упругости ( $E' = 75000-80000$  МПа) и внутреннего трения ( $tg \alpha = 0,35$ ) для температур 20 и 500 °С соответственно. Ввиду пересыщения  $\alpha$ -фазы существенного влияния морфологии на  $E'$  и  $tg \alpha$  в условиях эксперимента не установлено.*

**Ключевые слова:** модуль упругости, внутреннее трение, температура, твёрдый раствор, морфология, литьё под давлением.

*З використанням метода динамічного механічного аналізу досліджено взаємозв'язок модуля пружності ( $E'$ ) та внутрішнього тертя ( $tg \alpha$ ) від температури випробувань та морфології первинних кристалів  $\alpha$ -твердого розчину литих зразків, що отримані литтям під тиском. Встановлено максимальні значення модуля пружності ( $E' = 75000-80000$  МПа) та внутрішнього тертя ( $tg \alpha = 0,35$ ) для температур 20 і 500 °С відповідно. Внаслідок пересичення  $\alpha$ -фази суттєвого впливу морфології на  $E'$  та  $tg \alpha$  в умовах дослідження не виявлено.*

**Ключові слова:** модуль пружності, внутрішнє тертя, температура, твердий розчин, морфологія, лиття під тиском.

*With use of method of dynamic mechanical analysis it was studied interdependence of the elastic modulus ( $E'$ ) and internal friction ( $tg \alpha$ ) from the temperature of tests and primary  $\alpha$ -solid solution morphology of the high-pressure die-casting standards. The maximal values of the elastic modulus ( $E' = 75000-80000$  МПа) and internal friction ( $tg \alpha = 0,35$ ) are obtained for temperatures 20 and 500 °С accordingly. Because of supersaturation of  $\alpha$ -solid solution it is not set substantial influence of morphology on  $E'$  and  $tg \alpha$  in the conditions of experiment.*

**Keywords:** elastic modulus, internal friction, temperature, solid solution, morphology, high-pressure diecasting.

Открытие группой М. Флеминга явления тиксотропии [1] в алюминиевых сплавах позволило создать новые прогрессивные процессы – рео- и тисколитьё.  
ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2016. № 1 (115)

## Кристаллизация и структурообразование сплавов

Обязательным условием для их реализации является тиксотропная металлическая суспензия с глобулярной морфологией твёрдой  $\alpha$ -фазы, содержание которой для реолитья может достигать 40 %, а тиксолитья – 90 %.

Разработанный во ФТИМС НАН Украины упрощённый способ реолитья, основанный на обработке ротором порции алюминиевого расплава, находящегося в предкристаллизационной области температур, и дальнейшей заливке его в камеру прессования, где осуществляется технологическая выдержка для формирования заданного количества твёрдой  $\alpha$ -фазы в суспензии, и последующего прессования [2].

Необходимо отметить, что упругие свойства и структура сплавов, полученных с помощью реолитья, изучены недостаточно.

Исследование физико-механических свойств осуществляли на плоских образцах  $50 \times 15 \times 6$  мм, вырезанных из отливок «кронштейн» массой 0,85 кг с толщиной стенки 6 мм. Метод реолитья был реализован с использованием машины литья под давлением мод. 711A09.

Микроструктура отливок, полученных по новой технологии, носит мелкозернистый глобулярный характер (см. рис. 1, а) с размером глобулей 20-50 мкм. На рис. 1, б приведена дендритная микроструктура отливки из исходного сплава, которая получена по традиционной технологии. Длина отдельных дендритов такой структуры достигает 300-500 мкм. Наличие крупных дендритов в металлической суспензии ухудшает её реологические характеристики, что ведёт к увеличению усилий прессования. Дендриты существенно снижают пластические свойства металла отливок, а значит и их надёжность и долговечность (таблица).

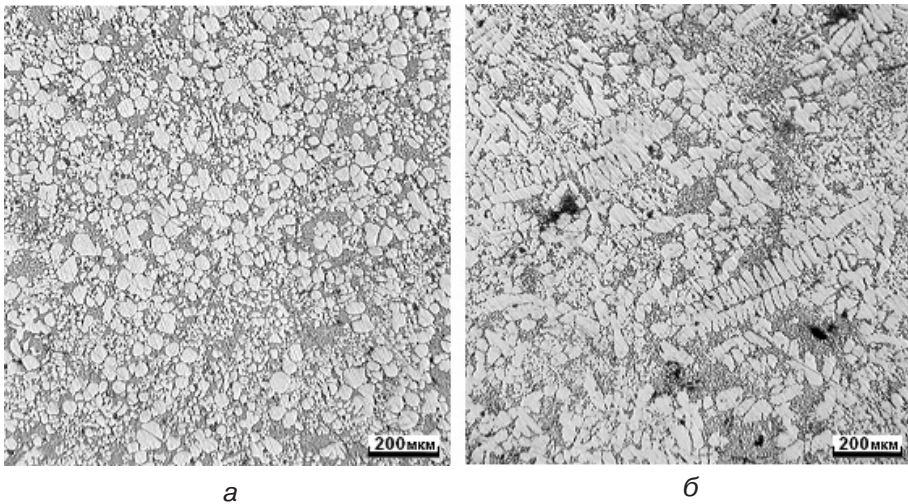


Рис. 1. Недендритная (а) и дендритная (б) микроструктуры отливок, полученных в условиях литья под давлением из сплава АК7ч

### Средний уровень физико-механических свойств образцов из сплава АК7ч

Свойства	Традиционное литьё		Реолитьё	
	литой	Т6	литой	Т6
Предел прочности, МПа	228	280	240	300
Относительное удлинение, %	0,6	0,6	1,2	4,5
Плотность, г/см <sup>3</sup>	2,66	2,66	2,68	2,68



Из анализа данных таблицы следует, что лучшими физико-механическими свойствами обладают образцы с глобулярной морфологией  $\alpha$ -фазы. Это проявляется в увеличении относительного удлинения в 7,5 раз, а также плотности на 1 %.

Дополнительно исследовали методом динамического механического анализа (ДМА) влияние морфологии  $\alpha$ -фазы на изменение упругих свойств алюминиевых образцов в зависимости от температуры.

Основы метода ДМА были разработаны К. П. Менардом в 1990-2000 годах [3]. Принцип действия ДМА заключается в регистрации реакции материала (деформации, сдвига фаз, амплитуды) на действие небольших периодических, как правило, синусоидальных, динамических нагрузок в зависимости от температуры, времени и частоты. В настоящее время несколько фирм освоили производство ДМА-анализаторов. В данной работе использован анализатор DMA 242 С немецкой фирмы NETZSCH – «пионера» и одного из лидеров в производстве таких приборов.

Основные технические характеристики анализатора DMA242 С фирмы «NETZSCH» таковы: температурный диапазон от  $-170$  до  $+600$  °С; диапазон частот 0,01-100 Гц; диапазон нагрузок (макс.)  $\pm 8$  Н стат. и  $\pm 8$  Н динам.; диапазон амплитуд деформации (макс.) 240 мкм; чувствительность по величине деформации 0,5 нм.

Испытания опытных образцов (40х6х3) проводили методом трёхточечного изгиба в атмосфере динамически очищенного аргона (100 мл/мин) при скорости нагрева 2 °С/мин. Методом ДМА определялись такие параметры:

- модуль упругости (модуль Юнга,  $E'$ ), который характеризует упругие свойства материала;
- коэффициент потерь, или тангенс угла потерь ( $tg \alpha$ ), характеризует механическое демпфирование или внутреннее трение системы. Высокое значение  $tg \alpha$  характерно для материалов с большой долей пластической деформации.

Результаты исследований изменения упругих свойств и тангенса угла потерь образцов в зависимости от температуры приведены на рис. 2.

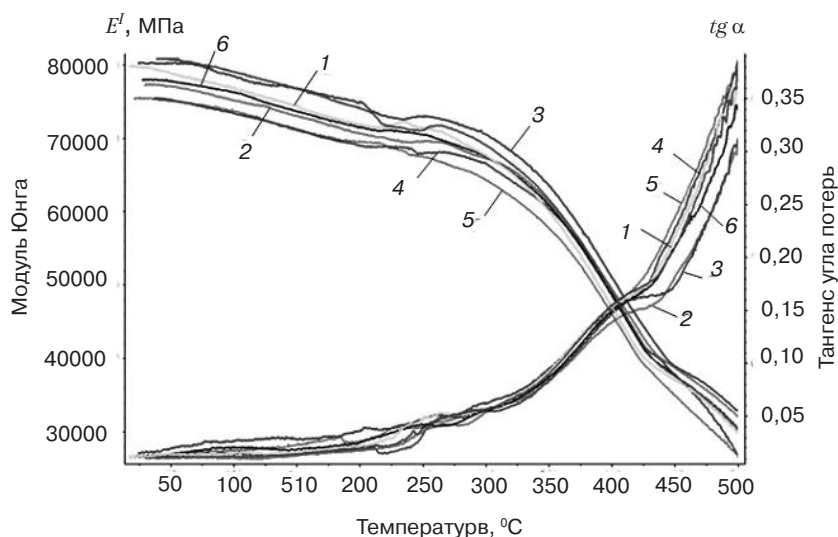


Рис. 2. Взаимосвязь модуля упругости ( $E'$ ) и внутреннего трения ( $tg \alpha$ ) в зависимости от температуры испытания образцов, вырезанных из отливок, полученных из алюминиевого сплава АК7ч в условиях литья под давлением ( $T_{зал}$ , °С): 1 – 700, выдержка в камере прессования 5 с; 2 – 605, глобулярная структура; 3 – 605, дендритная структура; 4 – 615, глобулярная структура; 5 – 615, дендритная структура; 6 – 613, дендритная структура

Как следует из рис. 2 независимо от морфологии твёрдой  $\alpha$ -фазы литых образцов, величина модуля упругости при температуре 20 °С находится в диапазоне 75000-80000 МПа.

С повышением температуры испытаний от 200 до 325 °С его среднее значение составило 70000 МПа, что связано с уменьшением напряжённого состояния литой структуры, её частичной гомогенизации.

В интервале температур 325-425 °С средняя скорость падения модуля упругости составила 260 МПа/°С, что обусловлено ростом фазовых составляющих, снижающих упругие свойства литых образцов.

При температуре 500 °С значения модуля упругости минимальны и составляют 28000-33000 МПа, то есть его среднее значение снизилось примерно в 2,6 раза по сравнению с исходным.

Наоборот, среднее значение тангенса угла потерь (внутреннее трение) с ростом температуры испытаний повысилось с 0,025 (при 20 °С) до 0,35 (при 500 °С), то есть в 17,5 раза. Следует отметить, что в диапазоне температур 20-200 °С, его рост незначительный, что связано с достаточной устойчивостью фазовых составляющих. Практически нет разбега показаний тангенса угла потерь для образцов с дендритной и глобулярной морфологией  $\alpha$ -твёрдой фазы в диапазоне температур его роста 250-450 °С. После температуры 450 °С наблюдается интенсивный рост тангенса потерь, что связано с ростом фаз и увеличением поверхности трущихся микрозёрен.

Таким образом, проведёнными исследованиями на основании статистических данных определены модуль упругости и тангенс угла потерь в зависимости от температуры для литых образцов из сплава АК7ч, полученных как традиционным литьём под давлением, так и реолитьём. Ввиду быстротечности процессов затвердевания и пересыщения алюминиевого  $\alpha$ -твёрдого раствора, не установлено выраженного влияния морфологии первичных кристаллов  $\alpha$ -фазы на упругие свойства литых образцов.



### Список литературы

1. Флемингс М. Литьё полутвёрдого металла / М. Флемингс, Р. Мехрабион // 40-й Международный конгресс литейщиков. – М.: НИИМАШ. – 1975. – Ч. 1. – С. 36-45.
2. Головаченко В. П. Спосіб реолиття вилівка / В. П. Головаченко, Г. П. Борисов, В. М. Дука Пат. 85981 UA, опубл. 10.03.2009. – Бюл. № 5.
3. Menard Kevin P. Dynamic Mechanical Analysis. – CRC Press LLC, 1999.



### References

1. Flemings M., Mehrabian R. (1975). Lito polutverdogo metalla [Semisolid metal casting]. Sbornik. 40-i Mezhdunarodnyi kongress liteishchikov - Proceedings of the 40th International Foundry Congress, part 1. (pp. 36-45). Moscow: NIIMASH [in Russian].
2. Golovachenko V. P., Borisov G. P., Duka V. M. Sposib reolyttia vylyvka [Reocasting technique]. Patent UA, no. 85981, 2009.
3. Menard Kevin P. (1999). Dynamic Mechanical Analysis. CRC Press LLC, 1999.

Поступила 26.01.2016

УДК 621.744.072.2

**В. С. Дорошенко**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## АВТОМАТИЗАЦИЯ ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕЙ ОТЛИВКИ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

*Описаны способы литья по газифицируемым моделям с использованием регулируемого давления на металл или поверхность отливки в литейной форме. Применение изостатического давления (всестороннего действия) на отливку в период затвердевания металла позволяет получать высококачественные отливки из алюминиевых сплавов для транспортных средств.*

**Ключевые слова:** литьё по газифицируемым моделям, изостатическое давление, точное литье, литье под давлением, автоматизация.

*Описано способи лиття за моделями, що газифікуються, з використанням регульованого тиску на метал або поверхню виливка в ливарній формі. Застосування ізостатичного тиску (всєбічної дії) на виливок в період твердіння металу дозволяє отримувати високоякісні виливки з алюмінієвих сплавів для транспортних засобів.*

**Ключові слова:** лиття за моделями, що газифікуються, ізостатичний тиск, точне лиття, лиття під тиском, автоматизація.

*The review describes methods of casting on gasified patterns using a controlled pressure on the metal surface, or casting in mold. The use of isostatic pressure (full action) on the casting during solidification allows get high-quality aluminum alloy castings for vehicles.*

**Keywords:** lost foam casting, isostatic pressure, precision casting, injection molding, automation.

Развитие литейных процессов идёт в направлении снижения металлоёмкости отливок для изделий машиностроения, в первую очередь транспортных средств с учётом роста их эксплуатационного ресурса [1]. Этой цели отвечают исследования под руководством проф. О. И. Шинского по теме «Разработка научных и технологических основ по созданию литых конструкций из чёрных и цветных сплавов, оптимальных процессов их получения и автоматизированных методов проектирования» с принципиальным подходом планомерного сочетания процессов точного литья (near net shape, precision casting) с технологиями выплавки высокопрочных сплавов.

Наиболее точные сберегающие металл отливки получают специальными методами литья, в частности, сложнофасонные отливки – в неразъёмных песчаных формах по разовым моделям. Малая металлоёмкость литых деталей по разовым моделям

достигается благодаря минимизации припусков и уклонов при их производстве, а также отсутствием сборки песчаных форм с присущими ей перекосами. Наиболее широким охватом размерных и массовых характеристик таких отливок обладает технология литья по газифицируемым моделям (ЛГМ, Lost Foam Casting). Отсутствие разъёма формы, свойственное традиционным способам литья, размещение моделей и отливок по всему объёму контейнера с песком при ЛГМ повышает выход годного по стальному и чугунному литью до 70-90 %. Применение ЛГМ повышает размерную точность мелких и средних отливок до уровня 6-7 класса по ГОСТ Р 53464-2009 (26645-85) против 9-11 класса для литья равноценных деталей с традиционными видами формовки, что позволяет снизить массу литья не менее чем на 15 %, а в случае замены литья по выплавляемым моделям равнозначной точности обеспечит снижение энергетических, материальных затрат и трудоёмкости в 2-4 раза [1].

Применение герметичных контейнерных опок при ЛГМ позволяет оказывать на кристаллизацию отливки такое физическое воздействие как давление, что ранее отмечено авторами в работах [2, 3] о способе сочетания ЛГМ и литья под регулируемым давлением. Автоматизация подачи жидкого металла под давлением снизу в полость формы на удаляемую модель состоит в том, что это давление выше атмосферного рассматривают как единое давление в бинарной среде жидкости металла и газов от газифицирования модели, и посредством датчика давления газа обратной связи подают импульс на вход регулятора. Регулятор сравнивает сигнал датчика с заданным и определяет знак и величину управляющего сигнала, с помощью которого регулируют давление металла в песчаной форме. В качестве регулятора и датчиков давления выбраны микропроцессорное оборудование и преобразователи давления отечественного производства, а для литья предложено использовать газовое давление выше или ниже атмосферного (в последнем случае – разрежение), их сочетание, а также создаваемое на металл электромагнитным способом [2, 3].

Применение газового давления вместо (или в дополнение) вакуумирования формы предложено по способу [4] с действием такого давления на или через контрклад формы, накрытой крышкой. Пример реализации (рис. 1) включает устройство 1 как элемент подвесного конвейера, для скрепления полуформ 2 с транспортной плитой 3, которое снабжено герметизирующей крышкой 4 с приводом 5. Вместо вакуума, ранее подаваемого в толщу песка формы, изготовленную вакуумно-плёночной формовкой (ВПФ), под крышку 4 по трубопроводу подают газ под давлением не менее ~150 кПа и создают в толще песка перепад давлений (не менее ~50 кПа), обычный для вакуумирования при ВПФ. Это газовое давление упрочняет песок формы вместо вакуумирования и после заливки воздействует на металл отливки при его кристаллизации.

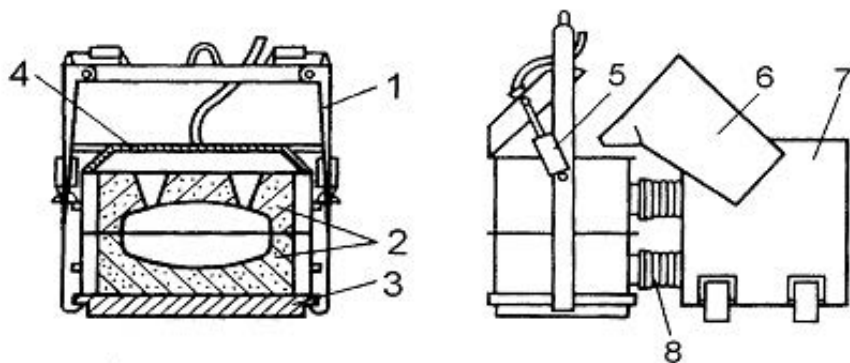


Рис. 1. Схема устройства для создания повышенного давления на песчаную форму: 1 – элемент подвесного контейнера; 2 – полуформы; 3 – транспортная плита; 4 – герметизирующая крышка; 5 – привод; 6 – ковш; 7 – заливочная машина; 8 – клапаны

Вакуумируют песок при формовке и заливке. А в течение длительного времени при перевозке, накоплении форм под заливку и затвердевании отливки вакуумирование заменяют выдержкой форм под давлением с рекомендацией использования традиционной цеховой сети воздуха под давлением. Это даёт экономию в применении часто громоздких и энергоёмких цеховых систем вакуумирования [5]. Заливают форму под вакуумом с открытой крышкой 4 расплавом из ковша 6, с заливочной машины 7 (или с крюка крана), подключив клапанами 8 к вакуумному насосу, установленному на машине 7. После заливки форму накрывают крышкой с подачей под неё воздуха под давлением, а вакуум отключают.

В данном способе используют то свойство, что форма при ВПФ является практически герметичной конструкцией. И стоит наложить на контрлад верхней опоки металлическую крышку с несложным способом уплотнения по периметру (для повышения герметичности), как получаем возможность подать в полость формы газ под давлением от ~150 кПа и выше. Газовое давление на форму с отливкой позволяет выполнять затвердевание отливки под давлением, что предотвращает пористость, измельчение кристаллической структуры металла и повышение его прочности.

Литьё под регулируемым газовым давлением наиболее широко применяют для алюминиевых сплавов в металлические формы, включая детали гидравлических систем транспортных средств [6]. Однако его конструкция должна быть достаточно проста для извлечения из такой формы. Эти ограничения снимает процесс ЛГМ с кристаллизацией металла отливки под давлением, названный Castyral, который с 1995 г. применяет компания Albert Handtmann (Германия), что показано на её сайте [7]. Компания поставляет для автомобильной промышленности сложнофасонное алюминиевые литьё с высокими требованиями к прочности.

Принцип процесса Castyral подобен обычному ЛГМ (рис. 2), отличающемуся действием давления на затвердевающую отливку. Заливка алюминиевым сплавом производится автоматически двумя манипуляторами, из которых поворотной роботизированной рукой 1 устанавливается приставная воронка 2 к форме, а второго (не показан) – производится заливка из ковша. Сразу после завершения заливки и удаления рук манипуляторов контейнерную форму 4 герметично накрывают крышкой 3 и подают под неё газовое давление (рис. 2, б). При этом песчаная форма в цилиндрическом контейнере подобна автоклаву для модифицирования под давлением чугуна в ковше металлическим магнием. Изостатическое (всестороннего действия на отливку) давление (рис. 2, а) достигает 10 бар, производится по заданной программе и отключается после затвердевания отливки. Последующие операции после открытия формы вновь подобны обычному ЛГМ-процессу.

Автоматизация процесса при строгом позиционировании формы способна практически одновременно обеспечить

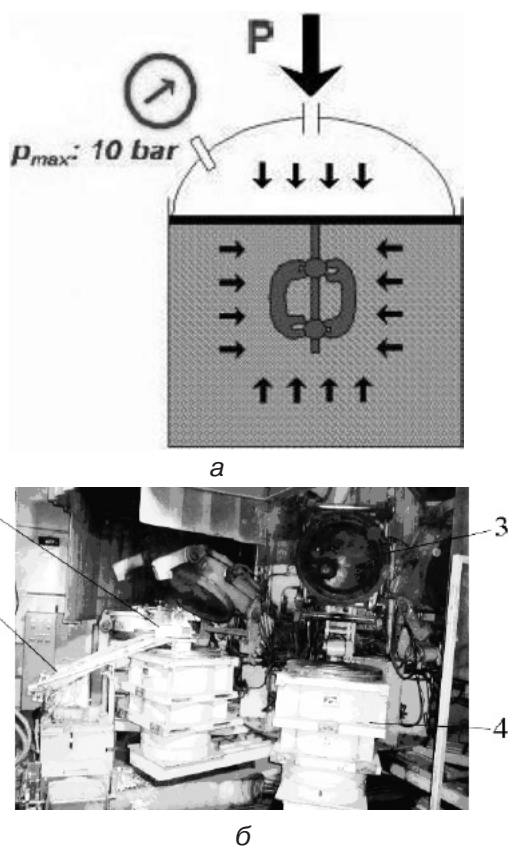


Рис. 2. Процесс Castyral: схема создания давления на отливку (а); технологическое оборудование (б): 1 – манипулятор для установки воронки; 2 – воронка; 3 – крышка; 4 – контейнерная форма [7]

## Новые методы и прогрессивные технологии литья

прекращение заливки, удаление воронки и начало движения по накрыванию формы крышкой для того, чтобы действие давления успело обеспечить эффект изостатического прессования затвердевающей отливки до требуемой её плотности. Автоматизация оптимально синхронизирует эти операции и устраняет влияние субъективного фактора на качество отливок. Очевидно, для мониторинга процесса заливки – прессования используются датчики контроля заполнения формы металлом, взаимного движения и позиционирования подвижных частей манипуляторов и герметизирующей крышки.

Применением давления гарантировано повышают механические и физические свойства отливок без образования газовых дефектов. Показанные компанией на сайте [7] (рис. 3) в открытом доступе фотографии высококачественных отливок массой до 50 кг впечатляют своим разнообразием и сложностью, и, по мнению её литейщиков, не могут быть выполнены с использованием других методов литья.

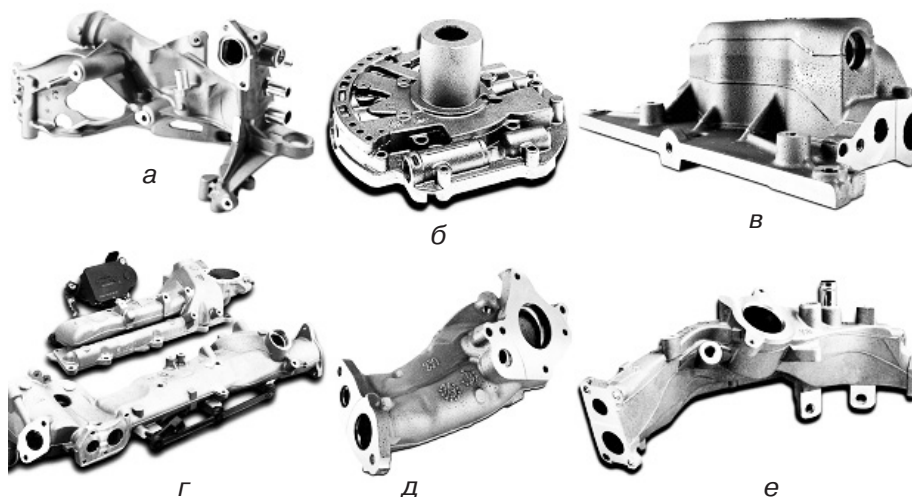


Рис. 3. Алюминиевые отливки: деталь суппорта (а), крышка насоса (б), крышка редуктора (в), коллектор нагнетателя (г), детали линии рециркуляции отработанных газов (д, е) [7]

Литниковые системы моделей рассмотренного процесса сконструированы так, чтобы обеспечить питание отливок в тепловые узлы под газовым давлением. Для этого модельные кластеры имеют достаточно массивные плоские коллекторы (рис. 4) [7, 8], по своему действию в некотором роде аналогичные питающим приборам, устанавливаемым у таких узлов отливки. Кластер (рис. 4) представлен на сайте компании – поставщика материала для моделей [8].

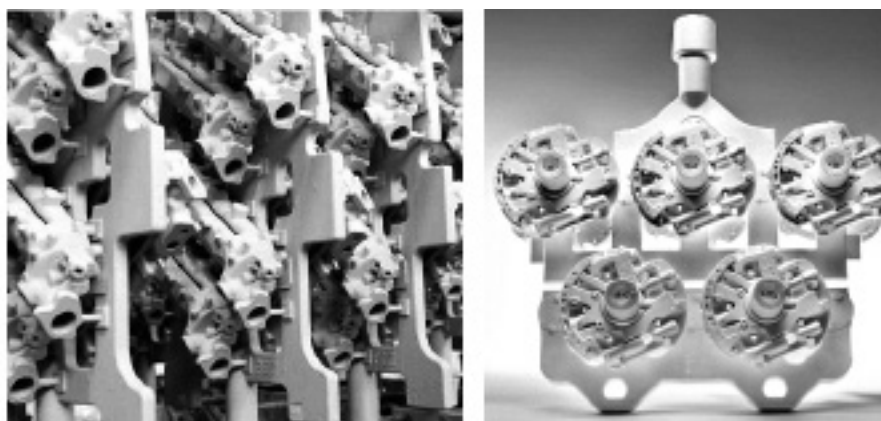


Рис. 4. Кластеры (блоки) моделей для литья с изостатическим прессованием [7, 8]

Рассмотренные процессы литья обладают функциональной гибкостью, возможностью регулирования их технологических режимов и физических характеристик отливок, сочетают преимущества точного литья с кристаллизацией металла под давлением, что показано примерами их полной автоматизации и высококачественной литейной продукции для транспортного машиностроения.



### Список литературы

1. Шинский О. И. Снижение металлоёмкости литейной продукции – основа развития отрасли / О. И. Шинский // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2011. – № 1. – С. 78-79.
2. Патент № 93723 Украины, МПК В22D 18/06, 18/04, 18/08, 27/13, 27/15, В22С 9/04. Способ литья металла по одноразовым моделям в песчаную форму под действием перепада давления / В. С. Дорошенко, О. И. Шинский. – Оpubл. 2011, Бюл. № 5.
3. Дорошенко В. С. Постепенное обновление парадигмы в теории литейных процессов по теме взаимодействия металла с песчаной формой / В. С. Дорошенко, В. П. Кравченко // Металл и литьё Украины. – 2009. – № 10. – С. 28-33.
4. А. с. № 1766588 СССР: МКИ В22С 9/02. Способ получения отливок / В. С. Дорошенко, Н. И. Шейко. – Оpubл. 1992, Бюл. № 37.
5. Дорошенко В. С. О расширении технологических возможностей вакуумноплёночной формовки / В. С. Дорошенко, Н. И. Шейко // Литейн. про-во. – 1992. – № 5. – С. 22-23.
6. Дорошенко В. С. Литьё под низким давлением крупногабаритных гидроплотных деталей / В. С. Дорошенко, Н. И. Шейко // Там же. – 1990. – № 6. – С. 13-14.
7. Сайт компании Albert Handtmann. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.handtmann.de/light-metal-casting/production/lost-foam.html> (дата обращения 25.11.15).
8. Сайт концерна Storopack Hans Reichenecker GmbH. [Электронный ресурс]. Режим доступа: [http://www.storopack.com/uploads/tx\\_templavoila/10er\\_Giesstraube\\_7410\\_01.jpg](http://www.storopack.com/uploads/tx_templavoila/10er_Giesstraube_7410_01.jpg) (дата обращения 25.11.15).



### References

1. Shinskiy O. I. Decrease of metal casting production – the basis of development of the industry. Equipment and tools for professionals. 2011, № 1, pp. 78-79 [in Russian].
2. Patent № 93723 Ukraine, B22D 18/06, 18/04, 18/08, 27/13, 27/15, B22C 9/04. A method of casting metal on a one-off pattern in the sand mold under the influence of differential pressure. Doroshenko V. S., O. I. Shinskiy O. I. Publ. 2011, Bull. № 5 [in Ukrainian].
3. Doroshenko V. S., Kravchenko V. P. Gradual upgrade paradigm in the theory of casting processes relating to the interaction of the metal with sand mold. Metal and casting of Ukraine. 2009. № 10, pp. 28-33 [in Russian].
4. A. p. № 1766588 USSR, MKI V22S 9/02. A method for producing castings. Doroshenko V. S., Sheiko N. I. Publ. 1992, Bull. № 37.
5. Doroshenko V. S., Sheiko N. I. On the extension of the technological capabilities of vacuum-film molding. Foundry. 1992, № 5, pp. 22-23.
6. Doroshenko V. S., Sheiko N. I. Low pressure die casting of large hydro dense parts. Foundry. 1990, № 6, pp. 13-14 [in Russian].
7. Company Website Albert Handtmann. Access: <http://www.handtmann.de/light-metal-casting/production/lost-foam.html> (date treatment 25.11.15).
8. Group Site Storopack Hans Reichenecker GmbH. Access: [http://www.storopack.com/uploads/tx\\_templavoila/10er\\_Giesstraube\\_7410\\_01.jpg](http://www.storopack.com/uploads/tx_templavoila/10er_Giesstraube_7410_01.jpg) (date treatment 25.11.15).

Поступила 26.11.2015

С. С. Череповский, А. В. Иванов

## ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев

*Показано методами математического моделирования и экспериментально, что варьирование частотных параметров импульса разрядного тока позволяет существенно расширить функциональные возможности и повысить эффективность магнитно-импульсной обработки расплавов.*

**Ключевые слова:** расплав, магнитно-импульсная обработка, численное моделирование, электромагнитное поле, электродинамическое воздействие.

*Показано методами математичного моделювання і експериментально, що варіювання частотних параметрів імпульсу розрядного струму дозволяє суттєво розширити функціональні можливості і підвищити ефективність магнітно-імпульсної обробки розплавів.*

**Ключові слова:** розплав, магнітно-імпульсна обробка, чисельне моделювання, електромагнітне поле, електродинамічний вплив.

*It was showing the methods of mathematical modeling and experimental, that the variation frequency of the discharge current pulse parameters can significantly extend the functionality and increase the effectiveness of magnetic-pulse treatment of melts.*

**Keywords:** fusion, magnetic-pulse treatment, numerical design, electromagnetic field, electrodynamic influence.

Обработка расплавов электромагнитным полем известна давно. Одним из относительно новых методов в этом направлении является метод магнитно-импульсной обработки (МИО) расплавов. Его эффективность подтверждена рядом инициативных экспериментальных исследований [1-7]. Вместе с тем, современные тенденции развития литейного производства постоянно выдвигают новые требования к экономическим, экологическим и эргономическим показателям технологий МИО расплавов. Удовлетворить эти требования зачастую не удаётся из-за отсутствия научно-обоснованных подходов к выбору параметров воздействия, проектированию оборудования для магнитно-импульсной обработки жидких и кристаллизующихся металлов и сплавов, которые отличаются от аналогичного принципа воздействия на такие сплавы в твёрдом состоянии. Данные обстоятельства существенно сужают область применения метода и ограничивают возможности его внедрения в производство.

Одной из основных научно-практических задач в рамках данной проблемы – это разработка эффективного и экономичного высоковольтного электрооборудования для реализации магнитно-импульсного воздействия на расплав. Это обусловлено тем, что разработка технологий МИО расплавов невозможна без привязки к оборудованию, реализующему импульсные магнитные поля в объекте обработки. Но, как подтверждают данные публикаций, за основу такого оборудования берутся уже имеющиеся установки для МИО сплавов в твёрдом состоянии. Безусловно, это позволяет найти такие энергетические режимы обработки, которые дают положительный эффект. Но эти режимы ограничиваются запасаемой энергией в импульсе, амплитудой импульса тока, количеством импульсов. Однако, как показано в работах [8-11] такой подход, который не учитывает временные параметры разрядных



импульсов (длительность, период, крутизну нарастания тока и др.), не позволяет полностью раскрыть потенциал системы «источник тока-индуктор-расплав» и разработать научно-обоснованный подход к выбору наиболее рациональных параметров обработки и проектированию такого оборудования, которое бы отвечало современным требованиям и тенденциям развития как литейных технологий, так и силовой импульсной техники [11-14].

*Цель работы:* показать влияние частотных параметров импульса разрядного тока на эффективность МИО расплавов.

### *Постановка задачи*

МИО расплава может быть осуществлена тремя способами (рис. 1):

- радиальным расположением индуктора (рис. 1, а);
- погружаемым индуктором (рис. 1, б);
- осевым индуктором, расположенным или над поверхностью расплава или у дна ёмкости с расплавом (рис. 1, в).

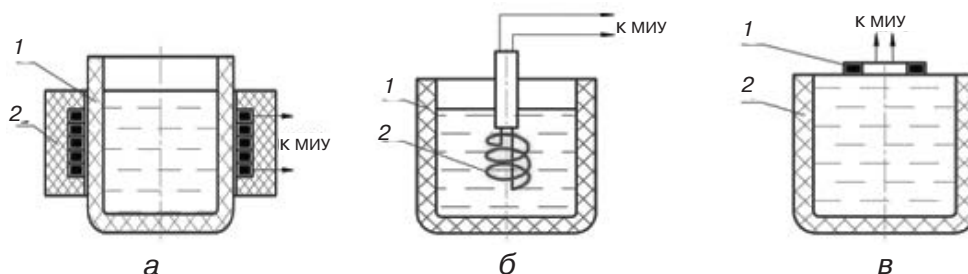


Рис. 1. Основные технологические схемы МИО расплава: 1 – тигель; 2 – индуктор; МИУ – магнитно-импульсная установка

В первом способе (рис. 1, а) между индуктором и расплавом за счёт стенки ёмкости возникает относительно большой зазор ( $\delta$ ). Но, как известно, величина индукции поля  $B \sim \delta^{-2}$ , таким образом обеспечение достаточной интенсивности воздействия сопряжено с высокими энергозатратами, соответственно – его сложностью и дороговизной. Кроме того, в этом способе ограничивается многофункциональное технологическое использование метода за счёт стационарного расположения индуктора. При втором способе (рис. 1, б) возникает проблема стойкости изоляции индуктора, а область использования для обработки расплава ограничивается лишь узким временным и температурным интервалом выше точки ликвидус. Третий же способ, при условии расположения индуктора над поверхностью расплава (рис. 1, в), не характеризуется ограничениями первых двух, поэтому он позволяет более полно реализовывать функциональные возможности оборудования для МИО расплавов и является более технологичным. Поэтому в данной работе анализировали именно его. Для теоретического анализа выбран расплав технически чистого алюминия, сплавы на основе которого изучались практически во всех публикациях по МИО.

Рассмотрим идеализированный случай расплава в цилиндрической ёмкости внутренним радиусом  $r_M$ , высота которой  $h = 3 \cdot r_M$ . Примем радиус жидкометаллического проводника  $r_M = 30$  мм; проводимость  $r_M = 3,8 \cdot 10^6$  См/м [15]; трёхвитковый спиральный медный индуктор размещён над поверхностью расплава с зазором  $\delta$ ; витки индуктора круглого поперечного сечения диаметром 5 мм.

Применение методов прямого измерения для изучения конфигурации и параметров электромагнитного поля, которое носит импульсный характер, зачастую сопровождается рядом технических сложностей, связанных со специфическими особенностями такой задачи, как, например: помехи в измерительной аппаратуре, высокая температура в зоне измерений. Следовательно, рациональным представляется исследование характеристик электромагнитного поля при МИО расплава с использованием методов математического моделирования. Успешное применение таких методов для решения

подобных задач показано, например, в работах [3, 15, 16]. Величины, которые, по данным основного числа публикаций, оказывают преобладающее влияние на конечный результат обработки: это электромагнитное давление  $P(t)$ , сила  $F(t)$ , скорость движения расплава  $v(t)$ . В то же время эти величины напрямую зависят от параметров импульса тока в индукторе  $I(t)$ , который инициирует все процессы при обработке импульсным магнитным полем и реализуется с помощью генератора импульсных токов. По форме этот импульс является затухающей синусоидой, вид которой зависит от напряжения на конденсаторной батарее ( $U_0$ ), ёмкости накопительных конденсаторов ( $C$ ), активного сопротивления разрядного контура и индуктора ( $R_k$ ), эквивалентной индуктивности ( $L$ ), равной сумме индуктивности разрядного контура ( $L_k$ ) и индуктивности системы «индуктор-расплав» ( $L_{ип}$ ) так, что:

$$I(t) = \frac{U_0}{\sqrt{L/C - R_k^2/4}} \cdot e^{(-R_k/2L)t} \cdot \sin(\omega \cdot t), \quad (1)$$

где  $\omega$  – круговая частота импульса тока, рад·с<sup>-1</sup>, определяется из выражения:

$$\omega = \sqrt{(LC)^{-1} - (R_k/2L)^2}. \quad (2)$$

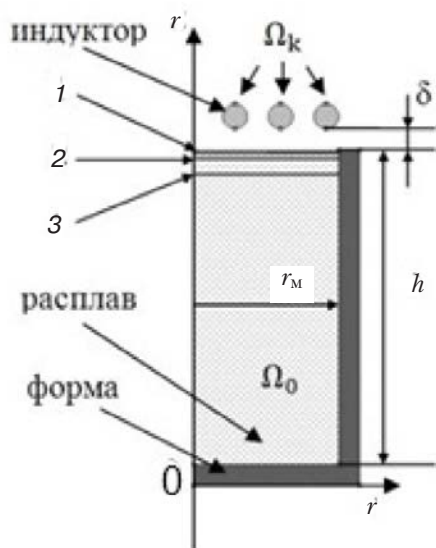


Рис. 2. Геометрическая модель расплава под индуктором: 1, 2, 3 – номера анализируемых сечений

На рис. 2 представлен 2D меридиональный разрез анализируемой системы  $\Omega$  в цилиндрических координатах  $(r, \theta, z)$ . Здесь  $\Omega_k$  – проводящая область каждого витка индуктора,  $\Omega_0$  – проводящая область расплава.

Для описания электродинамических процессов, протекающих при МИО расплава, воспользуемся уравнениями Максвелла для квазистационарного электромагнитного поля [17].

$$\text{rot } \vec{H} = \vec{J}; \quad (3)$$

$$\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} + \text{rot } \vec{E} = 0; \quad (4)$$

$$\text{div } \vec{B} = 0 \quad (5)$$

$$\text{div } \vec{D} = 0 \quad (6)$$

где  $\vec{H}$  – напряжённость магнитного поля, А/м;  $\vec{J}$  – плотность тока, А/м<sup>2</sup>;  $\vec{E}$  – напряжённость электрического поля, В/м;  $\vec{B}$  – индукция магнитного поля, Тл;  $\vec{D}$  – электрическая индукция, Кл/м<sup>2</sup>.

Каждый элемент области  $\Omega$  характеризуется своей плотностью тока, определяемой из выражения

$$\vec{J} = \begin{cases} \sigma \vec{E} + \sigma \vec{v} \cdot \vec{B}; & \text{в } \Omega / \Omega_{\text{к}}, \\ \vec{J}_{\text{к}}; & \text{в } \Omega_{\text{к}}, \end{cases} \quad (7)$$

где  $\vec{v}$  – скорость расплава, м/с;  $\vec{J}_{\text{к}}$  – плотность тока возбуждения, протекающего по индуктору с количеством витков  $S$ , А/м<sup>2</sup> [17, 18].

Примем, что в начальный момент времени скорость расплава равна 0. Задача решалась в безындукционном приближении и токами, которые возникают за счёт движения расплава в магнитном поле можно пренебречь. Поэтому исключим скорость из уравнений в рассматриваемой модели. В силу уравнения (3) в дальнейших расчётах можно использовать векторный магнитный потенциал  $\vec{A}$  ( $\vec{B} = \text{rot} \vec{A}$ ), который в осесимметричной системе так же, как магнитное поле и плотность тока, будет иметь одну только тангенциальную компоненту  $A_{\theta}$  так, что

$$-\frac{\partial}{\partial r} \left( \frac{1}{\mu} \frac{1}{r} \frac{\partial A_{\theta}}{\partial r} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left( \frac{1}{\mu} \frac{\partial A_{\theta}}{\partial z} \right) = J_{\theta}, \quad (8)$$

где

$$J_{\theta} = \begin{cases} \sigma \left( \frac{\partial A_{\theta}}{\partial t} \right); & \text{в } \Omega / \Omega_{\text{к}}, \\ J_{\text{к}\theta}; & \text{в } \Omega_{\text{к}}, \end{cases} \quad (9)$$

где  $\mu$  – магнитная проницаемость.

Объёмная электромагнитная сила, действующая на расплав  $\vec{E}_{\text{эм}}$ , и плотность наведенного тока  $\vec{J}_{\text{ind}}$  определяются выражениями [19]:

$$\vec{F}_{\text{эм}} = \vec{J}_{\text{ind}} \cdot \vec{B}; \quad (10)$$

$$\vec{J}_{\text{ind}} = -\sigma \left( \frac{\partial A_{\theta}}{\partial t} \right). \quad (11)$$

#### Результаты расчёта и их анализ

Решение уравнений (1-11) методом конечных разностей проводилось с помощью программного пакета Comsol Multiphysics. Исходные данные для расчёта параметров и характера как распределения индуцируемого магнитного поля в расплаве, так и параметров процессов, генерируемых этим полем выбирались на основе имеющихся публикаций и из логических соображений, ограниченных, с одной стороны, возможностями высоковольтной импульсной техники, а с другой, потребляемой установкой мощностью. Этими данными являлись параметры разрядного контура: зарядное напряжение батареи конденсаторов ( $U$ ), ёмкость батареи конденсаторов ( $C$ ), индуктивность разрядного контура ( $L$ ) и активное сопротивление разрядного контура ( $R_{\text{к}}$ ). В ходе расчёта частота импульса тока  $f = \omega/2\pi$  варьировалась в пределах от 5 до 75 кГц.

Форму импульса тока  $I(t)$  зададим в виде затухающей синусоиды, которая адекватно аппроксимирует реальную кривую тока:

$$I(t) = \frac{U}{\sqrt{L/C}} \cdot e^{(-R/2L)t} \cdot \sin(\omega \cdot t), \quad (12)$$

где  $U$  – напряжение заряда конденсаторной батареи, В;  $C$  – ёмкость конденсаторной батареи, мкФ;  $L$  – индуктивность разрядного контура, мкГн;  $R$  – активное сопротивление разрядного контура, Ом.

Сечения, в которых рассчитывали значение индукции, выбраны из соображения, что в случае МИО в расплаве происходит скинирование индуцированного тока на величину равную  $\delta_c = 2 \cdot (2 \cdot \mu \cdot \mu_0 \cdot \sigma \cdot \omega)^{-1/2}$  [20]. Для минимального выбранного нами значения  $f = 5$  кГц;  $\delta_c \approx 3,5$  мм, для  $f = 75$  кГц;  $\delta_c \approx 1$  мм. Значение величины  $h$  выбиралось из условия её сопоставления с толщиной плоской заготовки как для МИО твёрдого сплава.

По описанной процедуре были выполнены расчёты, которые показали следующее. На рис. 3 представлено распределение индукции магнитного поля по сечениям 1; 2; 3 в расплаве в зависимости от частоты тока  $f$  при зазоре между индуктором и расплавом 1 мм.

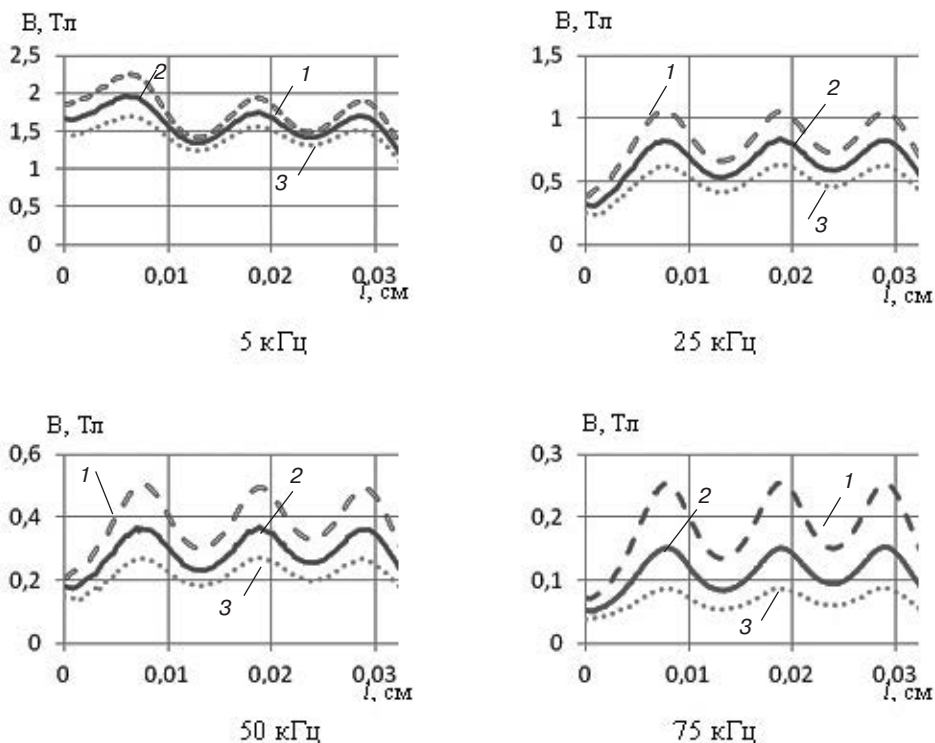


Рис. 3. Распределение индукции магнитного поля по сечениям в расплаве при  $h = 5$  мм

Интегральное значение электромагнитной силы  $F$ , с которой ИМП воздействует на расплав, полученное в результате интегрирования объёмной электромагнитной силы  $F_{эм}$  (формула 10) по объёму расплава, показано на рис. 4. Как видим, с ростом частоты тока проявляется насыщение зависимости  $F(f)$ . В этом случае более продуктивно силовое нагружение, которое получено в диапазоне значений  $f$  от 50 до 75 кГц, что соответствует периоду тока до 13 мкс. В свою очередь при  $L \approx 1$  мкГн, такие значения периода отвечают значению ёмкости накопителя ГИТ  $C \approx 4,3$  мкФ. Для 25 кА в этом случае значение  $U$  составит величину 12,5 кВ, а энергия, запасаемая в конденсаторах, равна 310 Дж, что позволяет существенно удешевить и упро-

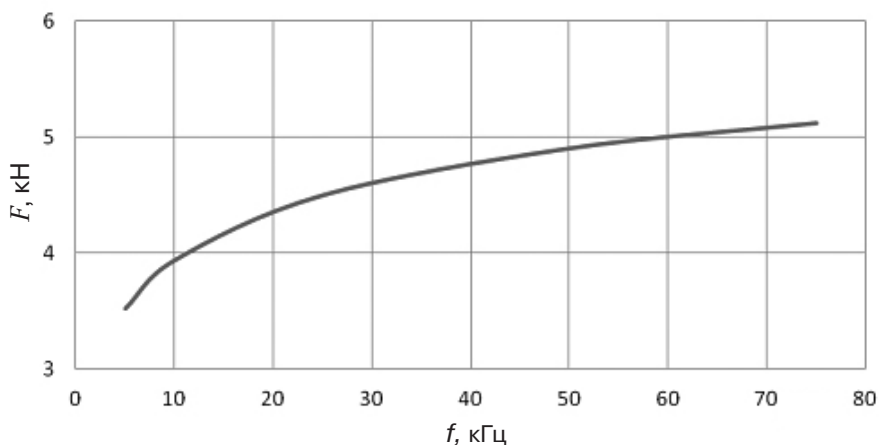


Рис. 4. Зависимость электромагнитной силы, действующей на расплав, от частоты импульса тока

стить конструкцию высоковольтного оборудования для МИО расплавов, в отличие от использования установок килоджоульного диапазона энергий, например, как в работах [2-4, 6].

Полученные результаты однозначно показывают, что величина  $f$  активно влияет на значение магнитной индукции и силы  $F$  в расплаве. Таким образом, учёт пространственно-временных параметров электромагнитного поля в течение одного импульса тока позволяет существенно расширить функциональные возможности МИО с точки зрения силового нагружения расплава. Также можно сказать, что использование временных параметров импульса тока и электромагнитного поля позволяет создавать новые подходы к решению такой многопараметрической задачи, как выбор параметров разрядного контура  $U, C, L, R_k$  и проектирование оборудования для технологии МИО расплавов в соответствии с современными требованиями литейного производства.

#### Результаты экспериментальных исследований

Поскольку теоретическое определение зависимости степени изменения внутренней структуры литого сплава от частоты следования разрядных импульсов  $f_{сл}$  в разработанной нами Femlab-модели не представляется возможным, была проведена серия экспериментальных исследований.

Влияние МИО расплавов на литое состояние производили путём обработки расплава в тигле плавильной печи и дальнейшей его заливке в формы для металлографических исследований. В качестве объекта обработки применялся сплав А319.0. Обработка расплава проводилась при температуре  $750 \pm 10$  °С, заливка происходила при температуре 710 °С по аналогии с работой [3]. Энергетические режимы и результаты обработки приведены в таблице, где  $W_0 = CU^2/2$  – запасаемая в конденсаторах энергия,  $P_{потр.}$  – средняя потребляемая установкой мощность,  $f_{сл}$  – частота следования разрядных импульсов.

В данной работе использован сплав А319.0, являющийся аналогом АК6М2, который использовали в работе [3], по классификации ASTM, что позволяет сравнивать результаты обработки.

На рис. 5 представлены характерные снимки микроструктуры сплава А319.0, подвергнутого МИО. Номера образцов соответствуют номерам режимов в таблице.

Как видно из полученных данных логично обоснованные временные параметры импульса позволяют достигать существенного воздействия на структуру обрабаты-

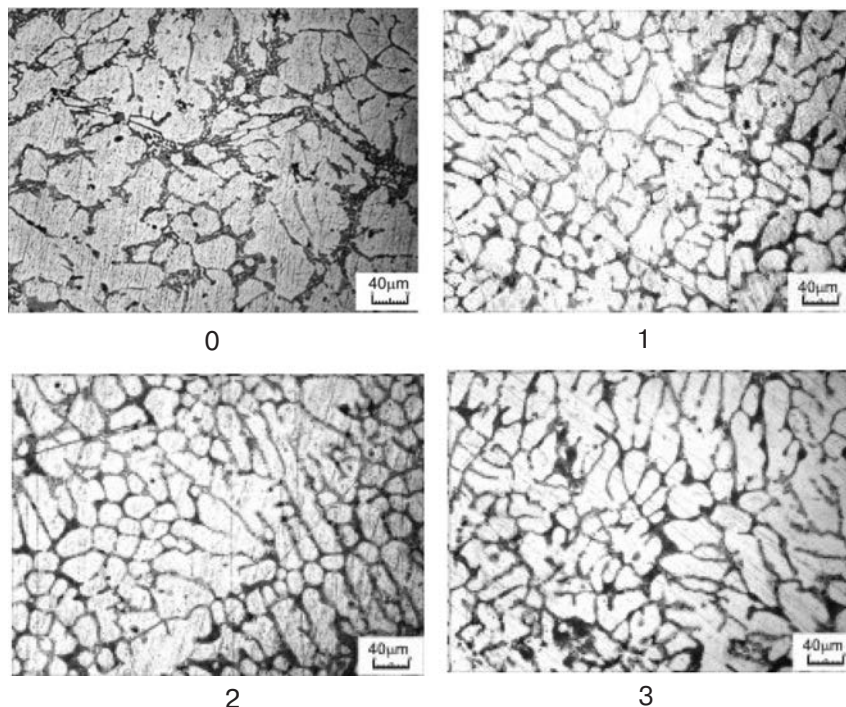


Рис. 5. Влияние магнитно-импульсной обработки расплава на структуру сплава А 319.0 (увеличение 250),  $\times 250$

**Сравнение режимов МИО расплава силумина и результаты их воздействия на литой металл**

Номер образца	$W_0$ , Дж	$f$ , кГц	$f_{сл}$ , имп/с	$P_{потр.}$ , кВт	Размер ячейки, $\alpha$ , мкм	Размер кремния в эвтектике, Si, мкм
0	–	–	–	–	57	9,6
1	112,5	100	2	0,225	34	2,5
2	112,5	100	6	0,675	27	2,5
3	200	100	4	0,8	24	2,9
4*	1500	25	1	1,5	27	–
5*	1500	25	1	1,5	31	–
6*	1500	25	1	1,5	29	–

\* – данные по обработке сплава АК6М2 из работы [3]

ваемых алюминиевых сплавов, более, чем в 2 раза уменьшить размер структурных составляющих (зерна и кремния в эвтектике) в объёме отливки. А также значительно снизить потребляемую мощность и запасаемую энергию, расширить возможности по их варьированию и, как следствие, наиболее рационально подобрать эффективные энергетические параметры обработки.

**Выводы**

- Методами математического моделирования определены зависимости пространственных и амплитудных характеристик магнитного поля и объёмной электромагнитной силы, воздействующей на расплав от собственной частоты импульса разрядного тока.

- Теоретически и практически установлено, что частотные параметры импульса разрядного тока позволяют существенно расширить функциональные возможности и повысить эффективность МИО расплавов.

• Экспериментально подтверждено влияние частотных параметров импульса разрядного тока на эффективность МИО расплавов. Достигнуто измельчение более, чем в 2 раза структурных составляющих (зерна и кремния в эвтектике) в объёме отливки. Определено, что короткие импульсы разрядного тока (период 10 мкс, длительность порядка 100 мкс) позволяют получать практически одинаковую степень измельчения микроструктуры отливки, как и при длинных импульсах (период более 100 мкс, длительность более 500 мкс). При этом запасаемая в конденсаторной батарее энергия и потребляемая установкой мощность меньше от 2 до 7 раз.



### Список литературы

1. Синчук А. В. Силовое магнито-импульсное воздействие на твердожидкий алюминиевый сплав А357 / А. В. Синчук, В. Н. Цуркин, А. В. Иванов, А. С. Рубан // Процессы литья – 2012. – № 5. – С. 43-53
2. Магнитоимпульсная обработка кристаллизующихся расплавов / Е. Г. Чугунный // Литейное производство. – 1996. – № 1. – С.12-14.
3. Черников Д. Г. Совершенствование способа магнитно-импульсной обработки алюминиевых расплавов / Д. Г. Черников, В. А. Глущенков, В. И. Никитин, К. В. Никитин // Известия 4. Самарского научного центра Российской академии наук. – 2014. – №.16 (6). – С. 256-262.
4. Черников Д. Г. Исследование влияния обработки расплавов импульсным магнитным полем высокой напряжённости на структуру и свойства алюминиево-кремниевых сплавов: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук: 20.09.11 / Дмитрий Геннадьевич Черников. – Самара, 2011. – 26 с.
5. Bhole. Numerical Analysis and Investigation of Aluminum Electromagnetic Metal Forming Process /Kiran. S. Bhole, B. S. Kale, P. D. Deshmukh, O. G. Sonare // International Journal of Technology And Engineering System(IJTES). – 2011. – Vol. 2(1). – P. 98-102
6. Pei Ning Mechanism of pulse magneto-oscillation grain refinement on pure Al / Pei Ning, Gong Yongyong, Li Renxing, Xia Zanqi, Zhai Qijie // China foundry. – 2011. – Vol. 8(1). –P. 41-50.
7. Глущенков В. А. Влияние импульсного магнитного поля высокой напряженности на свойства жидких алюминиевых сплавов /В. А. Глущенков, Ф. В. Гречников, В. И. Никитин, Д. Г. Черников, А. Ю. Иголкин, К. В. Никитин, А. А. Поздняков // Литейщик России. – 2010. – № 7. – С. 34-39.
8. Цуркин В. Н. Принципы системного подхода к выбору методов внепечной обработки расплава /В. Н. Цуркин // Металл и литьё Украины. – 2009. – №. 6. – С.12-16.
9. Череповский С. С. Управляющие параметры магнито-импульсной обработки расплава / С. С. Череповский //Металл и литьё Украины. – 2014. – №.12. – С. 32-33.
10. Щерба А. А. Электротехнические компактные системы обработки расплавов металлов высоковольтными электроразрядными импульсами / А. А. Щерба, А. В. Иванов // Пр. Ін-ту електродинаміки НАН України. – 2014. – Вип. 36. – С. 96-102.
11. Щерба А. А. Высоковольтный электротехнический комплекс для электроразрядной обработки расплавов металлов с повышенной интенсивностью электросилового воздействия и перемешивания / А. А. Щерба, А. В. Иванов // Электронная обработка материалов. – 2014. – № 2. – С. 108-116.
12. Вовченко А. И. Тенденции развития мощных высоковольтных генераторов импульсных токов в ИИПТ НАН Украины (обзор) / А. И. Вовченко, Л. З. Богуславский, Л. Н. Мирошниченко // Техн. електродинаміка. – 2010. – № 5. – С.69-74.
13. Карандашев Н. А. Технологические направления магнитно-импульсной обработки материалов / Н. А. Карандашев, А. Д. Глинберг // Тяжёлое машиностроение. – 2004. – № 5. – С. 8-13.
14. Семенова Т. В. Прогнозирование развития основных технологических процессов в литейном производстве Украины /Т. В. Семенова //Теория и практика металлургии. – 2004. – № 2. – С.22-25.
15. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / В. Е. Зиновьев. – Справ. изд. – М.: Металлургия, 1989. – 264 с.
16. Pasca S. FEM Analysis of Transient Electromagnetic in Magnetofforming Processes / S. Pasca, V. Fireteanu 12 International Conference on Nonconventional Technologies: ICNcT, 2005. – № 2. – P. 67-74.
17. Подольцев А. Д. Элементы теории и численного расчёта электромагнитных процессов в проводящих средах /А. Д. Подольцев, И. Д. Кучерявая. – Киев.: Изд. Института электродинамики НАН Украины. –1999. – 363 с.

18. Кнопфель Г. Сверхсильные импульсные магнитные поля / Г. Кнопфель – М.: Мир. – 1972. – 382 с.
19. Белый, И. В. Справочник по магнитно-импульсной обработке металлов / И. В. Белый, С. М. Фертик, Л. Т. Хименко. – Харьков: Вища школа. – 1970. – 190 с.
20. Михайлов, В. М. Импульсные электромагнитные поля / В. М. Михайлов. – Харьков: Высшая школа, 1979. – 140 с.



## References

1. Sinchuk A. V., Curkin V. N., Ivanov A. V., Ruban A. S. Silovoe magnito-impul'snoe vozdejstvie na tverdozhidkij aljuminievij splav A357. Processy lit'ja. 2012, № 5, pp. 43-53 [in Russian].
2. Chugunnyj E. G. Magnitoimpul'snaja obrabotka kristallizujushhihsja rasplavov. Litejnoe proizvodstvo. 1996, № 1, pp. 12-14 [in Russian].
3. Chernikov D. G., Glushhenkov V. A., Nikitin V. I., Nikitin K. V. Covershenstvovanie sposoba magnitno-impul'snoj obrabotki aljuminievych rasplavov. Izvestija Samarskogo nauchnogo centra Rossijskoj akademii nauk. 2014, № 16 (6), pp. 256-262 [in Russian].
4. Chernikov D. G. Issledovanie vlijanija obrabotki rasplavov impul'snym magnitnym polem vysokoj naprjazhennosti na strukturu i svojstva aljuminievo-kremnievych splavov [Tekst]: avtoref. dis. na soisk. uchen. step. kand. tehn. nauk (20.09.11). Chernikov Dmitrij Gennad'evich; FGBOU VPO Samarskij gosudarstvennyj ajerokosmicheskiy universitet imeni akademika S. P. Koroleva (nacional'nyj issledovatel'skiy universitet). Samara, 2011, 26 p [in Russian].
5. Kiran S. Bhole, Kale B. S., Deshmukh P. D., Sonare O. G. Numerical Analysis and Investigation of Aluminum Electromagnetic Metal Forming Process. International Journal of Technology and Engineering System (IJTES). 2011. Vol. 2 (1), pp. 98-102 [in English].
6. Pei Ning, Gong Yongyong, Li Renxing, Xia Zanqi, Zhai Qijie Mechanism of pulse magneto-oscillation grain refinement on pure Al. China foundry. 2011. Vol. 8 (1), pp. 41-50 [in English].
7. Glushhenkov V. A., Grechnikov F. V., Nikitin V. I., Chernikov D. G. Igoalkin A. Ju, Nikitin K. V., Pozdnjakov A. A. Vlijanie impul'snogo magnitnogo polja vysokoj naprjazhennosti na svojstva zhidkikh aljuminievych splavov. Litejshhik Rossii. 2010, № 7. pp. 34-39 [in Russian].
8. Curkin V. N. Principy sistemnogo podhoda k vyboru metodov vnepechnoj obrabotki rasplava. Metall i lit'e Ukrainy. 2009, №. 6, pp. 12-16 [in Russian].
9. Cherepovskij S. S. Upravljajushhie parametry magnito-impul'snoj obrabotki rasplava. Metall i lit'e Ukrainy. 2014, № 12, pp. 32-33 [in Russian].
10. Shherba A. A., Ivanov A. V. Jelektrotehnicheskie kompaktnye sistemy obrabotki rasplavov metallov vysokovol'tnymi jelektrozrjadnymi impul'sami. Pr. In-tu elektrodinamiki NAN Ukraini. 2014, 36, pp. 96-102 [in Russian].
11. Shherba A. A., Ivanov A. V. Vysokovol'tnyj jelektrotehnicheskiy kompleks dlja jelektrozrjadnoj obrabotki rasplavov metallov s povyshennoj intensivnost'ju jelektrosilovogo vozdejstvija i peremeshivaniya. Jelektrohnajaja obrabotka materialov. 2014, № 2, pp. 108-116 [in Russian].
12. Vovchenko A. I., Boguslavskij L. Z., Miroshnichenko L. N. Tendencii razvitija moshhnyh vysokovol'tnyh generatorov impul'snyh tokov v IIPT NAN Ukrainy (obzor). Tehn. elektrodinamika. 2010, № 5, pp. 69-74 [in Russian].
13. Karandashev N. A., Glinberg A. D. Tehnologicheskie napravlenija magnitno-impul'snoj obrabotki materialov. Tjazheloe mashinostroenie. 2004, № 5, pp. 8-13 [in Russian].
14. Semenova T. V. Prognozirovanie razvitija osnovnyh tehnologicheskikh processov v litejnom proizvodstve Ukrainy. Teorija i praktika metallurgii. 2004, № 2, pp. 22-25 [in Russian].
15. Zinov'ev V. E. Teplofizicheskie svojstva metallov pri vysokih temperaturah. Sprav. izd. Moscow: Metallurgija, 1989, 264 p [in Russian].
16. Pasca S. FEM Analysis of Transient Electromagnetic in Magnetoforming Processes. Fireteanu 12 International Conference on Nonconventional Technologies: ICNcT, 2005, № 2, pp. 67-74 [in English].
17. Podol'cev A. D., Kucherjavaja I. D. Jelementy teorii i chislenного rascheta jelektromagnitnyh processov v provodjashhih sredah. Kiev: Izd. Instituta jelektrodinamiki NAN Ukrainy. 1999, 363 p [in Russian].
18. Knopfel' G. Sverhsil'nye impul'snye magnitnye polja. Moscow: Mir. 1972, 382 p [in Russian].
19. Belyj. I. V., Fertik S. M., Himenko L. T. Spravochnik po magnitno-impul'snoj obrabotke metallov. Har'kov: Vishha shkola. 1970, 190 p [in Russian].
20. Mihajlov V. M. Impul'snye jelektromagnitnye polja. Har'kov: Vysshaja shkola, 1979, 140 p [in Russian].

Поступила 02.12.2015



УДК 669.13.66.26

**В. В. Христенко, О. В. Ушкалова, Л. Н. Трубоченко\***

Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

\*Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

### **О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ Cu-Fe-Cr-C СПЛАВОВ СО СТРУКТУРОЙ «ЗАМОРОЖЕННАЯ ЭМУЛЬСИЯ»**

*Методами седиментационного анализа, дифференциального термического анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии доказана возможность существования расплавов системы Cu-Fe-Cr-C в двухфазном состоянии. Установлено, что на базе указанной системы можно создавать сплавы со структурой «замороженная эмульсия».*

**Ключевые слова:** расплав, «замороженная эмульсия», включения, двухфазное состояние расплава.

*Методами седиментационного аналізу, диференціального термічного аналізу та диференціальної скануючої калориметрії досліджено можливість існування розплавів системи Cu-Fe-Cr-C в двофазному стані. Встановлено, що на базі зазначеної системи можливо створювати сплави зі структурою «заморожена емульсія».*

**Ключові слова:** розплав, «заморожена емульсія», вкраплення, двофазний стан розплаву.

*It is proved the possibility of existence melts system Cu-Fe-Cr-C in the two-phase state by sedimentation analysis, differential thermal analysis and differential scanning calorimetry methods. It is established that on the basis of this system is possible to create alloys with the structure of the "frozen emulsion".*

**Keywords:** melt, "frozen emulsion", inclusion, two-phase state of the melt.

Результаты теоретического анализа [1-7] свидетельствуют о возможности существования расплавов системы Cu-Fe-Cr-C в виде двух жидких фаз: фазы на основе меди и Fe-Cr-C фазы. Двухфазное состояние расплавов позволяет реализовать качественно новые подходы при разработке современных литейных сплавов нового поколения. Собственно, технологический процесс получения отливок в этом случае должен включать перевод расплава в состояние эмульсии и фиксацию такого строения в твёрдом сплаве (получение «замороженной эмульсии») [3]. С практической точки зрения относительно системы Cu-Cr-Fe-C появляется возможность создания, по крайней мере, двух классов литейных сплавов, а именно:

1. Сплавы на основе меди, упрочнённые (Fe-Cr-C) дисперсными включениями, формирующимися в жидком состоянии; такие сплавы потенциально способны сохранять высокие показатели механических и кондуктивных (например, тепло- и электропроводности) свойств при повышенных температурах (вплоть до температуры плавления основы) [3, 8, 9].

2. Износостойкие хромистые чугуны, структура которых содержит медные дисперсные включения. Капли «медной» фазы, распределённые в (Fe-Cr-C) основе (расплаве хромистого чугуна), являются препятствиями для роста первичных карбидов при кристаллизации. Это способствует их измельчению и, как следствие, – улучшению обрабатываемости материала резанием. Кроме того, мягкие включения «медной» фазы, распределённые в твёрдой основе, способны существенно улучшить антифрикционные свойства и износостойкость сплава при трении [10].

Поэтому целью данной работы была экспериментальная проверка как собственно возможности, пребывания расплавов системы Cu-Fe-Cr-C в двухфазном состоянии так и перспектив получения на её основе сплавов со структурой типа «замороженная эмульсия».

*Существование Cu-Fe-Cr-C расплавов в двухфазном состоянии*

Возможность пребывания расплавов системы Cu-Fe-Cr-C в виде двух сосуществующих фаз эмпирически проверяли методами седиментационного и дифференциального термического анализом, а также методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Для проведения седиментационного анализа в индукционной печи готовили расплав, состоящий из хромистого чугуна (16 %мас. Cr и 1,6 C) и меди в равных объёмных долях. После расплавления шихты и интенсивного электромагнитного перемешивания в течение 10 мин тигель с расплавом помещали в камерную печь, где в течение 20 мин изотермически выдерживали без перемешивания при температуре 1400 °С. Затем из донной и верхней частей ванны отбирали пробы путём всасывания расплава в кварцевую трубку. Остаток металла вместе с тиглем охлаждали в баке с холодной водой.

Установлено, что в ходе выдержки без перемешивания в расплаве протекают процессы седиментации: медь сосредотачивается в донной части тигля, а хромистый чугун – в верхней. Граница раздела между «медной» и «чугунной» фазами чётко выражена (рис. 1, а). Указанный факт свидетельствует о том, что при температуре 1400 °С расплав пребывал в двухфазном состоянии, а при отсутствии перемешивания из-за различия величин удельного веса «медной» и Fe-Cr-C фаз произошло расслоение. Этот вывод также подтверждается результатами исследования микроструктур образцов, полученных всасыванием расплава из донной и верхней частей тигля (рис. 1, б, в). Данные по химическому составу указанных образцов показывают, что в жидкой (Fe-Cr-C) фазе растворяется

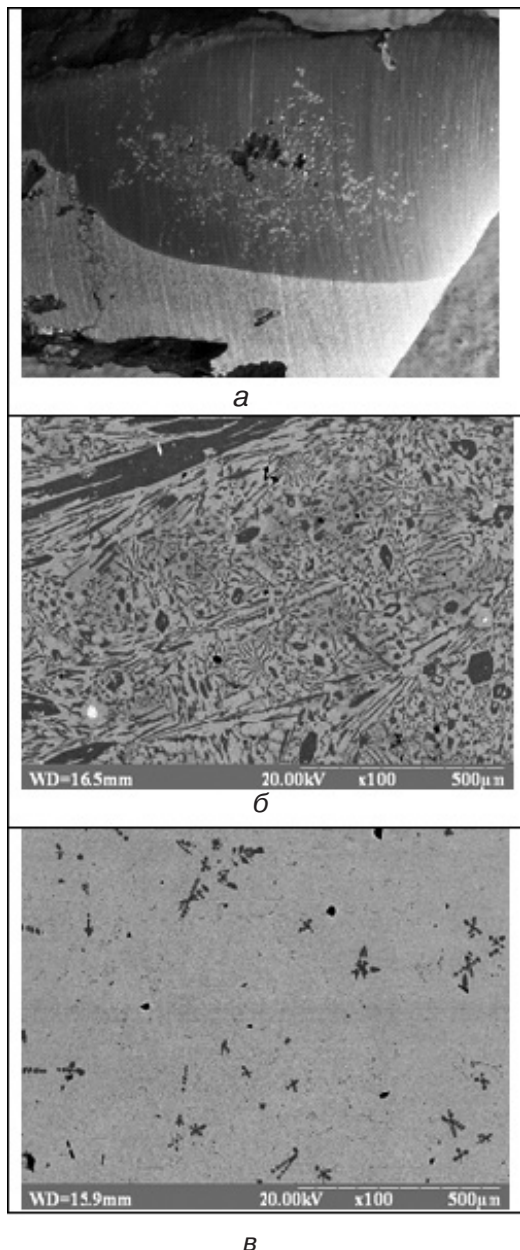
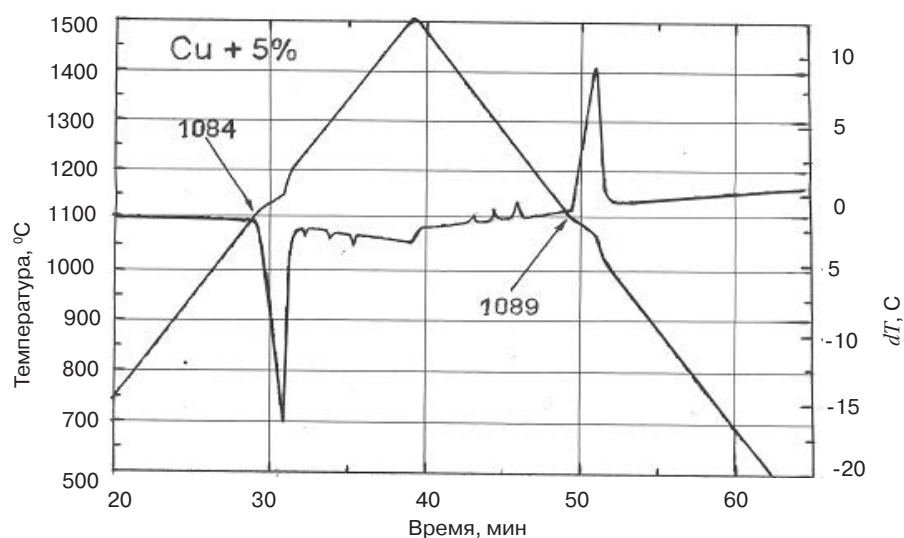


Рис. 1. Структуры образцов, полученных из подвергнутого седиментации Cu-(Fe-Cr-C) расплава: а – продольный разрез слитка; б – микроструктура образца, полученного всасыванием расплава из верхней части тигля; в – микроструктура образца, полученного всасыванием расплава из донной части тигля

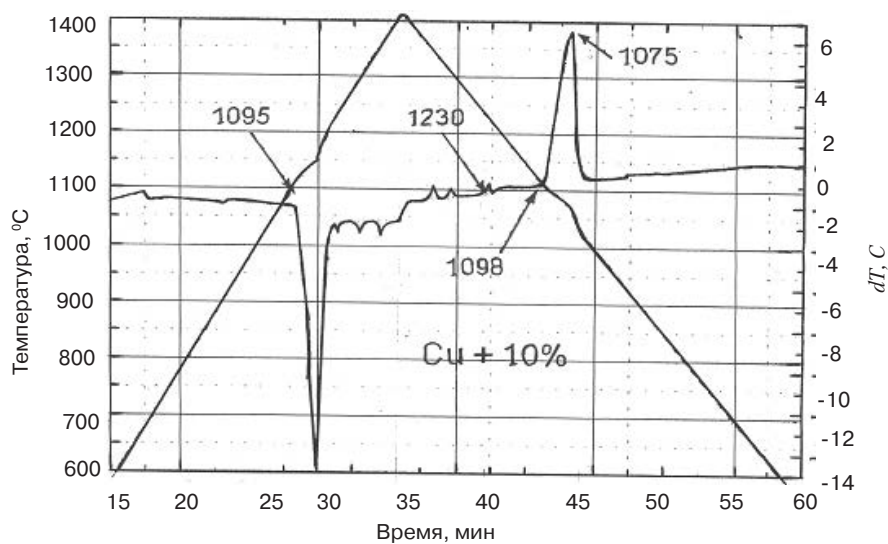
около 3 %мас. меди, а в жидкой фазе на основе меди растворяется около 2 %мас. железа и до 0,1 хрома. Следует отметить, что при кристаллизации расплава в образце, отобранном из донной части тигля, железо и хром, растворённые в основе, выделяются в виде дендритов (рис. 1, в).

Вывод относительно двухфазного состояния расплавов системы Cu-(Fe-Cr-C) также подтверждается результатами дифференциального термического анализа (ДТА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). ДТА подвергали сплавы, полученные путём ввода в расплав меди хромистого чугуна, содержащего 16 Cr и 1,6 %мас. С. Количество вводимого чугуна составляло 5 и 10 % от массы меди. При получении образцов для ДСК в расплав хромистого чугуна, содержащего 4,4 С и 16 %мас. Cr, вводили медь в количестве 10 % от массы чугуна.

На термографических кривых ДТА и ДСК (как при нагреве, так и при охлаждении) чётко определяются тепловые эффекты (рис. 2, 3) при температурах, близких к температурам превращений, происходящих в чистой меди и Fe-Cr-C сплаве соответствующего состава. Например, в соответствии с диаграммой состояния тройной системы Fe-Cr-C [11] температура

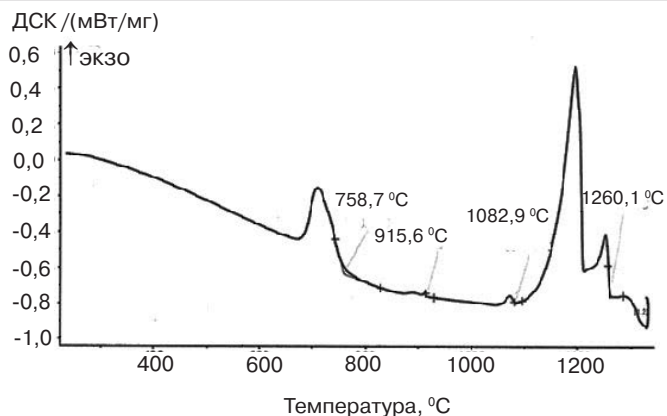


а

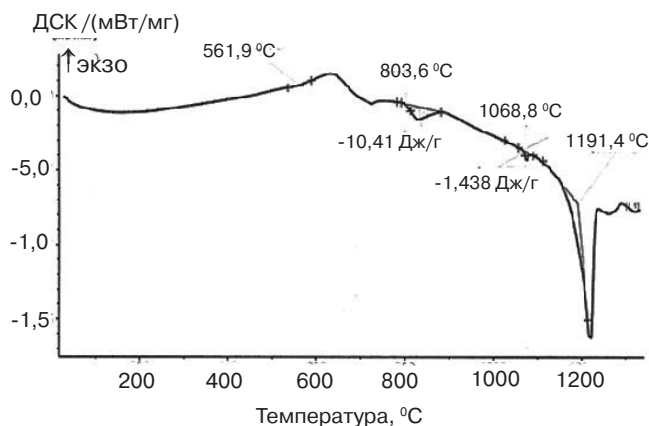


б

Рис. 2. Термограммы ДТА Cu-(Fe-Cr-C) сплавов: Cu + 5 % (Fe-Cr-C) добавки (а); Cu + 10 % (Fe-Cr-C) добавки (б)



а



б

Рис. 3. Термограммы ДСК Cu-(Fe- Cr-C) сплава(чугун (4,4 % C, 16 % Cr) + 5% Cu): а – при охлаждении; б – при нагреве

1350 °C отвечает температуре ликвидус Fe-Cr-C сплава, который содержит 16 Cr и 1,6 % C, температура 1295 °C – началу выделения карбида  $(Cr,Fe)_7C_3$ , температура 1230 °C – точке солидус; 1083 °C – температура кристаллизации чистой меди. Это свидетельствует о практически независимой кристаллизации «медной» и (Fe-Cr-C) фаз, а, следовательно, – и двухфазном состоянии Cu-Fe-Cr-C расплавов исследованных составов.

*Возможность получения структуры «замороженная эмульсия»*

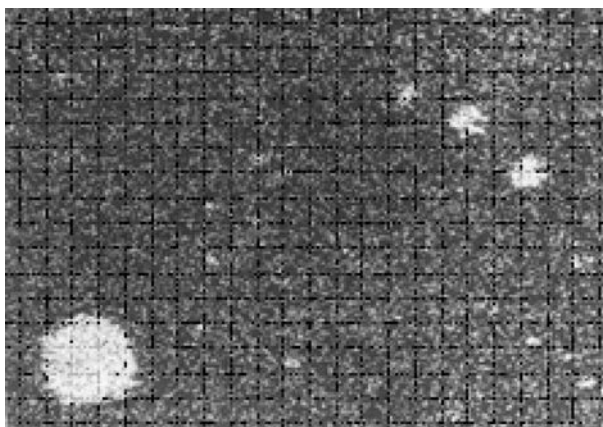
Ещё одним необходимым условием (кроме пребывания расплава в двухфазном состоянии) получения сплавов со структурой типа «замороженная эмульсия» является возможность его перевода в состояние эмульсии.

Исследовались сплавы на основе меди и хромистого чугуна. Для получения сплавов на медной основе в расплав меди вводили хромистый чугун (1,6 C и 16 % мас. Cr) в количестве 5 % от массы меди. Сплавы на (Fe-Cr-C) основе получали путём ввода в расплав хромистого чугуна (4,4 C и 16 мас. % Cr) меди в количестве 5 % от массы чугуна. Эмульгирование Cu -Fe-Cr-C расплава происходило в результате электромагнитного перемешивания в ходе плавки в индукционной печи. Образцы для исследований получали методом закалки из жидкого состояния. Пробы отбирали всасыванием расплава в кварцевую трубку диаметром 3 мм с последующим охлаждением в холодной воде. При такой интенсивности охлаждения процессы коалесценции и седиментация включений дисперсной фазы не успевают получить заметного развития. Поэтому при комнатной

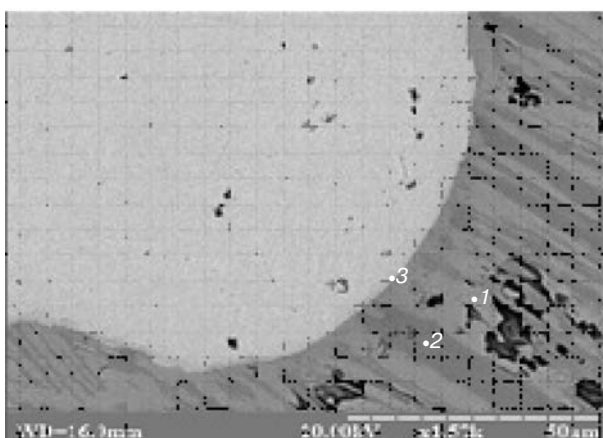
температуре фиксируется строение, близкое к строению расплава.

Установлено, что структура исследованных образцов представляет собой «замороженную эмульсию» с дисперсной фазой, сформированной на основе вводимой добавки (рис. 4, а, 5, а). Следует отметить, что в образцах, полученных, заливкой расплава в металлический кокиль, коалесценция и седиментация включений дисперсной фазы также не получают заметного развития, поэтому структура «замороженной эмульсии» сохраняется (рис. 4, б, рис. 5, б). Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа в характерных точках структуры, представленных на рис. 4, б и 5, б, изложены в таблице.

В структуре хромистого чугуна медные включения, распределенные в (Fe-Cr-C) основе, являются препятствием для роста первичных карбидов при кристаллизации (особенно отчетливо этот эффект проявляется в структуре заэвтектических чугунов – рис. 4, б). Структура Cu-Fe-Cr-C сплавов на базе меди представляет собой основу из практически чистой меди с распределёнными



а

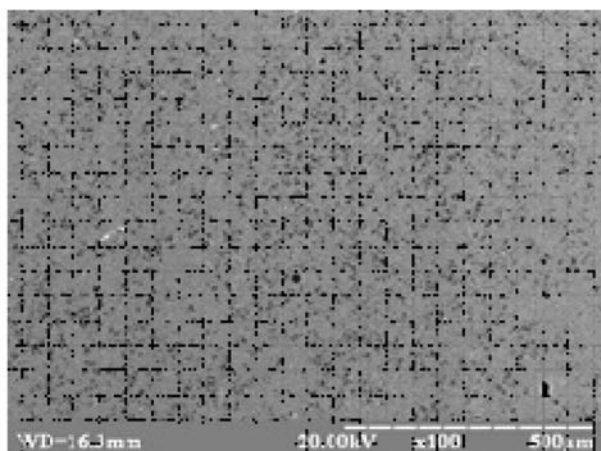


б

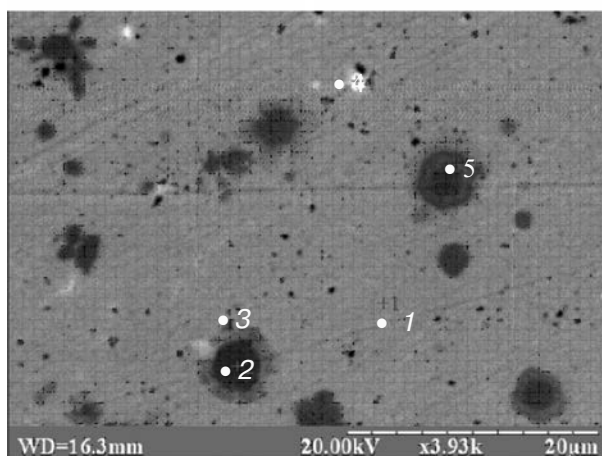
Рис. 4. Структура образца из сплава, полученного вводом в расплав хромистого чугуна (16 Cr, 4,4 % C) 5%-й меди: а – закалка из жидкого состояния; б – заливка в кокиль; х200

### Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа в характерных точках структуры

Обозначение точки	Содержание элементов, %мас.		
	Fe	Cr	Cu
к рис. 4, б			
1	59,39	39,64	0,85
2	92,24	1,27	5,17
3	0,37	0,01	99,34
к рис 5, б			
1	0,93	–	99,07
2	70,80	6,77	22,43
3	29,50	4,09	66,07
4	3,24	2,04	86,79
5	53,63	2,46	43,91



а



б

Рис. 5. Структура образца из сплава, полученного вводом в расплав меди 5% хромистого чугуна (16 Cr, 1,6 % C): а – закалка из жидкого состояния;

возможность получения дисперсноупрочнённых сплавов на основе меди с (Fe-Cr-C) включениями упрочняющей фазы, формирующимися в расплаве. Однако остаётся открытым вопрос как о количестве, так и о составе (Fe-Cr-C) упрочняющей добавки, вводимой в расплав меди, для обеспечения оптимального сочетания показателей механических свойств, а также тепло- и электропроводностей сплава при повышенных температурах.

в ней (Fe-Cr-C) включениями (рис. 5, б). Указанная особенность даёт возможность получать дисперсноупрочнённые сплавы с включениями, формирующимися в жидком состоянии. Такие сплавы потенциально способны сохранять высокие показатели механических и кондуктивных свойств при нагревании вплоть до температуры плавления основы.

Таким образом, экспериментально подтверждён теоретически установленный факт возможности пребывания расплавов системы Cu-Fe-Cr-C в двухфазном состоянии. Эмпирически установлена возможность эмульгирования расплавов указанной системы и получения литых структур типа «замороженная эмульсия». Получены экспериментальные свидетельства того, что наличие медных включений в структуре Cu-Fe-Cr-C сплавов на (Fe-Cr-C) основе (хромистых чугунов) способствует измельчению первичных карбидов. Однако вопрос о количестве «медной» фазы в структуре износостойкого хромистого чугуна, обеспечивающем оптимальное сочетание показателей обрабатываемости резанием, износостойкости и антифрикционных свойств требует дальнейшего исследования. Также практически доказана



### Список литературы

1. Кириевский Б. А. О взаимной растворимости и образовании области несмешиваемости металлов в жидком состоянии / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко // *Металл и литьё Украины*. – 1999. – № 1-2. – С. 12-15.
2. Кириевский Б. А. Влияние третьего элемента на параметры области несмешиваемости в жидком состоянии в системе Cu-Cr / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко, Е. В. Перелома / *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2000. – Т. 22, № 8. – С. 19-27.

3. Кириевский Б. А. Перспективные методы дисперсионного упрочнения сплавов на основе меди для изготовления электродов контактной сварки / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко // Наука та інновації. – 2005. – Т. 1, № 6. – С. 84-90.
4. Христенко В. В. Особенности строения расплавов системы Cu-Fe / В. В. Христенко, М. А. Руденко, Б. А. Кириевский // Процессы литья. – 2009. – № 3. – С. 63-68.
5. Христенко В. В. Уточнение строения расплавов системы Cu-Fe методом термодинамического анализа / В. В. Христенко, М. А. Руденко, Б. А. Кириевский // Процессы литья. – 2009. – № 6. – С. 16-22.
6. Христенко В. В. Строение расплавов системы Cu-Cr / В. В. Христенко, М. А. Руденко, О. В. Ушкалова // Процессы литья. – 2012. – № 6. – С. 62-65.
7. Христенко В. В. Об ограниченной взаимной растворимости компонентов в расплавах бинарных металлических систем монотектического типа / В. В. Христенко, М. А. Руденко, О. В. Ушкалова // Процессы литья. – 2012. – № 5. – С. 13-19.
8. Кириевский Б. А. Литые дисперсно-упрочненные медные сплавы на основе монотектических систем / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко, Л. Н. Трубоченко // Металлургия машиностроения. – 2008. – № 4. – С. 20-24.
9. Кириевский Б. А. Создание новых и усовершенствование существующих сплавов системы Cu-Cr-Fe-C с улучшенными свойствами / Б. А. Кириевский, В. В. Христенко // Металлургия машиностроения. – 2002. – № 5. (8). – С. 24-30.
10. Христенко В. В. Зносостійкі сплави системи (Fe-Cr-C) з поліпшеними властивостями / В. В. Христенко, О. В. Ушкалова, Л. Н. Трубоченко // Матеріали научно-практичної виставки-конференції «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». – Киев: ФТИМС НАН Украины, 12-4 декабря 2011. – С. 293-294
11. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали / Ф. Ф. Химушин. – М.: Металлургия, 1967. – 798 с.



## References

1. Kirievskij B. A., Hristenko V. V. O vzaimnoj rastvorimosti i obrazovanii oblasti nesmeshivaemosti metallov v zhidkom sostojanii. Metall i lit'e Ukrainy. 1999, № 1-2, pp. 12-15 [in Russian].
2. Kirievskij B. A., Hristenko V. V., Pereloma E. V. Vlijanie tret'ego jelementa na parametry oblasti nesmeshivaemosti v zhidkom sostojanii v sisteme Cu-Cr. Metallofizika i novejshe tehnologii. 2000, vol. 22, № 8, pp. 19-27 [in Russian].
3. Kirievskij B. A., Hristenko V. V. Perspektivnyye metody dispersionnogo uprochnenija spлавov na osnove medi dlja izgotovlenija jelektrodov kontaktnoj svarki / Nauka ta innovacii. 2005, vol. 1, № 6, pp. 84-90 [in Russian].
4. Hristenko V. V., Rudenko M. A., Kirievskij B. A. Osobennosti stroenija rasplavov sistemy Cu-Fe. Processy lit'ja. 2009, № 3, pp. 63-68 [in Russian].
5. Hristenko V. V., Rudenko M. A., Kirievskij B. A. Utochnenie stroenija rasplavov sistemy Cu-Fe metodom termodinamicheskogo analiza. Processy lit'ja. 2009, № 6, pp. 16-22 [in Russian].
6. Hristenko V. V., Rudenko M. A., Ushkalova O. V. Stroenie rasplavov sistemy Cu-Cr. Processy lit'ja. 2012, № 6, pp. 62-65 [in Russian].
7. Hristenko V. V., Rudenko M. A., Ushkalova O. V. Ob ogranichennoj vzaimnoj rastvorimosti komponentov v rasplavah binarnyh metallicheskih sistem monotekticheskogo tipa. Processy lit'ja. 2012, № 5, pp. 13-19 [in Russian].
8. Kirievskij B. A., Hristenko V. V., Trubachenko L. N. Litye dispersnouprochnennyye mednyye splavy na osnove monotekticheskikh sistem. Metallurgija mashinostroenija. 2008, № 4, pp. 20-24 [in Russian].
9. Kirievskij B. A., Hristenko V. V. Sozdanie novyh i usovershenstvovanie sushhestvujushchih spлавov sistemy Cu-Cr-Fe-C s uluchshennymi svojstvami. Metallurgija mashinostroenija. 2002, № 5 (8), pp. 24-30 [in Russian].
10. Khrystenko V. V., Ushkalova O. V., Trubachenko L. N. Znosostijki splavy systemy (Fe-Cr-C) z polipshenymy vlastyostiyami. Materialy nauchno-prakticheskoy vystavki-konferencii: Litejnoe proizvodstvo: tehnologii, materialy, oborudovanie, jekonomika i jekologija. Kiev: FTIMS NAN Ukrainy, 12-14 December 2011. PP. 293-294 [in Russian].
11. Himushin F. F. Nerzhavejushhie stali. Moscow: Metallurgija, 1967, 798 p. [in Russian].

Поступила 02.12.2015

**С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук, Е. А. Дрозд**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ ДЛЯ ЯДЕРНО-ТОПЛИВНОГО ЦИКЛА УКРАИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

*Даётся обоснование целесообразности использования при получении сплавов циркония для отечественного ядерно-топливного цикла электронно-лучевых металлургической и литейной технологий вместо вакуумно-дугового переплава. Приведены результаты получения литых трубных заготовок из сплава Zr1Nb на основе циркония кальцийтермического восстановления. Предложены схемы новых технологических решений и конструктивного исполнения электронно-лучевых установок для плавки и литья циркониевых сплавов.*

**Ключевые слова:** электронно-лучевая плавка, вакуумно-дуговой переплав, ядерно-топливный цикл, цирконий, сплавы.

*Дається обґрунтування доцільності використання при отриманні сплавів цирконію для вітчизняного ядерно-паливного циклу електронно-променевої металургійної і ливарної технологій замість вакуумно-дугового переплаву. Наведено результати отримання литих трубних заготовок із сплаву Zr1Nb на основі цирконію кальційтермічного відновлення. Запропоновано схеми нових технологічних рішень і конструктивного виконання електронно-променевої установок для плавки і лиття цирконієвих сплавів.*

**Ключові слова:** електронно-променева плавка, вакуумно-дуговий переплав, ядерно-паливний цикл, цирконій, сплави.

*The basis of advisability of metallurgical and foundry electron-beam technologies use instead of vacuum-arc remelting at zirconium alloys production for nuclear fuel manufacture purposes are given. The results of tube billets casting from Zr1Nb alloy are shown. The schemes of new technological decisions and electron-beam installations design for zirconium alloys melting and casting are proposed.*

**Keywords:** electron-beam melting, vacuum-arc remelting, nuclear fuel manufacture, zirconium, alloys.

Атомные станции Украины обеспечивают получение около половины вырабатываемой в стране электроэнергии, причём ядерное топливо для реакторов до последнего времени приобретается преимущественно в России [1]. Поэтому создание отечественного ядерно-топливного цикла (ЯТЦ) относится к числу проблем, определяющих энергетическую безопасность страны. Проблема создания ЯТЦ включает решение ряда задач, одной из которых является получение сплавов циркония и изготовление из них труб-оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов), труб для каналов реакторов, прутков для изготовления пробок-заглушек ТВЭЛов и концевых деталей кассет, листов и лент для дистанционных решеток, а также других деталей, работающих в активных зонах ядерных реакторов [2].

В настоящее время в большинстве стран, вырабатывающих электроэнергию на атомных станциях, в качестве материалов для изготовления ТВЭЛов и других узлов и деталей активной зоны ядерных реакторов используют сложнелегированные сплавы на основе циркония магнийтермического восстановления из тетрахлорида циркония [3]. В России для этой цели применяют преимущественно двойные цирконий-ниобиевые сплавы, хотя в последние годы начинают использовать также сложнелегированные сплавы системы Zr-Nb-Fe-Sn, относящиеся к перспективным разработкам в



области ядерного материаловедения [4]. Для получения этих сплавов используется цирконий электролитического восстановления из солей фторцирконата калия [3].

Получение слитков циркония и его сплавов во всём мире (в том числе в России) производится методом вакуумно-дугового переплава (ВДП) в глуходонный кристаллизатор, причём переплав проводится не менее двух раз.

В нашей стране сплавы циркония до последнего времени получали на основе циркония кальцийтермическое восстановление из тетрафторида циркония. При металлтермическом восстановлении первичный, то есть нерафинированный, металл выходит из восстановительного реактора в виде компактной литой заготовки диаметром около 650 мм и высотой до 200 мм, которую можно переплавить в слиток только методом электронно-лучевой плавки с промежуточной ёмкостью (ЭЛПЕ) [3, 5]. Благодаря этому в стране накоплен большой опыт электронно-лучевой плавки и рафинирования циркония и циркониевых сплавов, которого не имеют другие страны. Тем не менее, в последние годы при рассмотрении перспектив и возможных направлений развития циркониевого производства предпочтение отдаётся методу ВДП, как более экономичному и широко используемому в мировой практике [6]. При этом, к сожалению, не в полной мере учитываются те обстоятельства, что, во-первых, в Украине отсутствует промышленная технология ВДП циркония и для её создания требуется не только время, но и существенные материальные и финансовые вложения, а во-вторых, в стране имеется отмеченный выше во многом уникальный опыт электронно-лучевой плавки этого металла [5, 7], который целесообразно использовать.

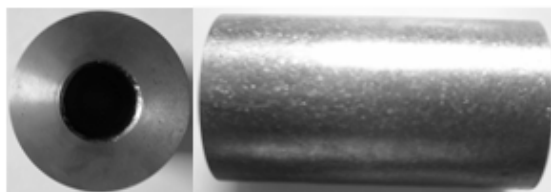
Возможность применения электронно-лучевой плавки вместо ВДП как более эффективного метода рафинирования была показана в работах [8-11] при получении литых трубных заготовок из сплава  $Zr1Nb$  на основе циркония кальцийтермического восстановления. В этих работах трубные заготовки получали с использованием разных методов литья: литьё в стационарную форму, центробежное литьё и литьё с наложением электромагнитных воздействий на расплав в форме. Выплавку сплава проводили в тигле с электромагнитным перемешиванием и сливом расплава через отверстие в днище тигля. На рис. 1 приведены фотографии трубных заготовок, а в табл. 1 – механические свойства сплава в заготовках. Для сравнения в таблице приведены также свойства сплава, полученного на основе циркония электролитического восстановления, после двойного ВДП.

Основным преимуществом литейной технологии получения трубных заготовок является исключение из технологического процессаковки, которая сопровождается не только заметными потерями

металла, но и насыщением его кислородом. Технология изготовления из трубных заготовок TREX-труб (горячепрессованные полые заготовки с внешним диаметром 48 мм, толщиной стенки 8,5 мм и длиной 800 мм для последующего передела в твельные трубки) была разработана в ГП «НИТИ им. Я. Е. Осады» (г. Днепрпетровск) под руководством В. С. Вахрушевой и заключалась в реализации схемы высокотемпературного прессования в  $\beta$ -области с использованием больших степеней деформации при прессовании и закалки с прокатного нагрева [12]. В табл. 2 приведены механические свойства металла в TREX-трубах,



а



б

Рис. 1. Трубные заготовки из сплава  $Zr-1Nb$ , полученные методами литейной технологии: а – литьё в кокиль; б – центробежное литьё

**Таблица 1. Механические свойства заготовок из сплава Zr-1Nb в поперечном разрезе**

Способ получения	Температура испытаний 293 К			
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Литьё в стационарную форму	467,35	418,5	14,65	34,2
Центробежное литьё	528,80	502,25	15,15	15,65
Литьё с ЭМП в форме	463,30	390,00	12,75	47,75
ВДП	445,00	390,00	14,50	49,75
	температура испытаний 653 К			
Литьё в стационарную форму	180,97	163,99	19,47	65,30
Центробежное литьё	168,89	145,37	24,67	56,00
Литьё с ЭМП в форме	171,70	135,00	23,30	73,20
ВДП	162,50	127,50	16,00	74,75

а также свойства металла в аналогичных трубах, изготовленных из сплава ВДП. Видно, что заготовки, полученные с наложением электромагнитных воздействий на расплав в форме, можно прессовать при более низкой температуре нагрева (1320-1330 К) по сравнению с заготовками стационарного и центробежного способов литья (1370-1380 К), а также заготовками из металла ВДП, что повышает качество горячепрессованных труб и выход годных изделий. Отметим также, что механические свойства TREX-труб, которые изготовлены из заготовок, полученных литьём в стационарные формы и с наложением электромагнитных воздействий, отвечают техническим требованиям.

**Таблица 2. Механические свойства горячепрессованных труб из сплава Zr-1Nb в поперечном разрезе**

Способ получения заготовок	Температура нагрева перед прессованием, К	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Литьё в стационарную форму	1370-1380	490,00	420,00	21,00	65,50
Центробежное литьё	1370-1380	599,00	562,00	18,30	66,50
Литьё с ЭМП в форме	1320-1330	568,00	505,00	23,00	–
ВДП	1370-1380	577,50	495,00	21,50	–
Технические требования		>480	>420	>20	>45

Полученные положительные результаты позволили по-новому подойти к вопросу об использовании электронно-лучевой плавки вместо ВДП, а именно предложить получать TREX-трубы не только из литых трубных заготовок, но также из слитков электронно-лучевой плавки. Возможные варианты технологических схем получения TREX-труб указанными способами были рассмотрены в работе [13] и в принципе могут быть реализованы при создании отечественного ЯТЦ.

В рассмотренных в работе [13] схемах в качестве шихты предполагается использовать губку. В практике циркониевого производства опыта электронно-лучевой плавки губки нет, но такой опыт в нашей стране накоплен при плавке титана [14] и полученные данные подтверждают перспективность такого подхода. Заслуживает внимания также возможность плавки не губки, а крицы, образующейся при магнийтермическом восстановлении, опыт плавки которой в нашей стране также имеется [15].

Поскольку плавка губки сопровождается интенсивным газовыделением, важным становится вопрос о выборе наиболее рациональных источников нагрева, то есть электронно-лучевых пушек. В практике электронно-лучевой плавки этому вопросу всегда уделялось много внимания, и ещё в 70-х годах прошлого столетия было предложено при плавке газонасыщенных материалов использовать электронные пушки высоковольтного тлеющего разряда (ВТР) [16]. В нашей стране работа в этом направлении первоначально проводилась по переплаву именно титановой губки [17]. В настоящее время пушки ВТР используются как на действующих плавильных агрегатах по получению слитков титана [18], так и на разрабатываемых новых электронно-лучевых установках [19].

В последние годы разработке пушек ВТР стало уделяться внимание в ФТИМС применительно к особенностям плавки в тиглях с электромагнитным перемешиванием расплава. Эти работы базируются на исследованиях, в течение многих лет проводящихся в НТУУ «КПИ» [20], и завершились разработкой средневакуумных пушек ВТР различной конструкции [21-27], в том числе созданием пушек с разными лучеводами, общий вид которых показан на рис. 2.

Принципиально новым моментом проводимых в этом направлении работ является разработка совместно с Национальной металлургической академией Украины так называемой низковакуумной пушки ВТР, которая может функционировать при давлении в плавильной камере до 1000 Па [28]. Экспериментальной проверки эта пушка пока не проходила.

Важным результатом работ по использованию пушек ВТР является проверка их работоспособности при выплавке отходов сплава  $Zr1Nb$  на основе циркония кальцийтермического восстановления [29]. Полученные при этом данные подтверждают целесообразность перехода на плавку губки с использованием указанных пушек, учитывая их устойчивую работу при обильном газовыделении из шихты и расплава в процессе плавки.

В последние годы в НТУУ «КПИ» начали проводиться исследования по разработке пушек ВТР, способных функционировать при импульсных режимах нагрева [30]. Создание таких пушек открывает возможность реализации в будущем новых технологических процессов выплавки сплавов, в том числе проведения плавки в импульсном режиме нагрева, теоретический анализ которой выполнен в [10], и плавки с модуляцией по частоте, амплитуде и фазе питающего напряжения плавильного тигля и кристаллизатора [31]. Отметим, что последнее открывает перспективу дополнительного воздействия на расплав с целью обеспечения управления процессами формирования жидкометаллической ванны и кристаллизации расплава.

Преимуществами пушек ВТР перед широко используемыми в практике ЭЛП аксиальными пушками с термокатодом является то, что они, во-первых, не нуж-

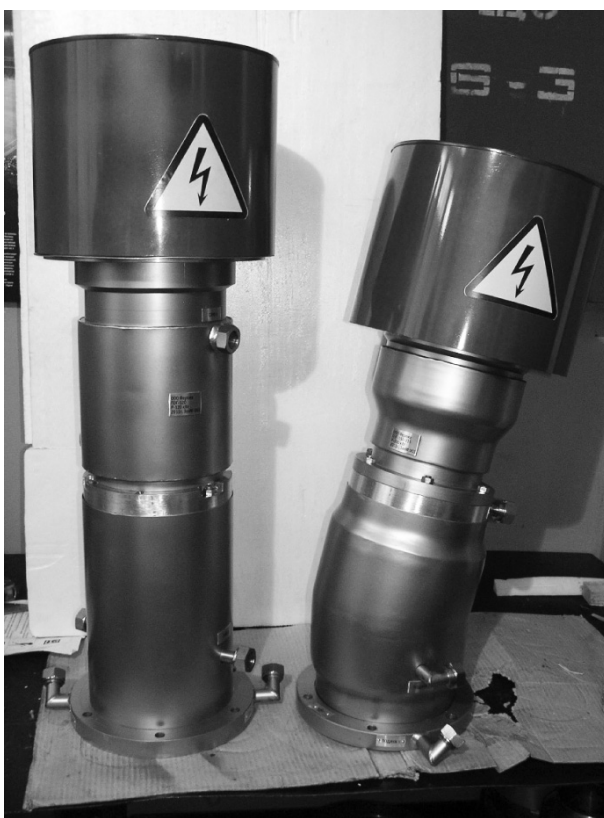


Рис. 2. Пушки ВТР с прямым и угловым лучеводом

даются в оснащении вакуумными насосами, а во-вторых, могут функционировать в условиях изменения давления остаточных газов в плавильной камере в весьма широком диапазоне. Это позволило предложить конструкцию литейной электронно-лучевой установки с перемещающимися источниками нагрева [32, 33], а также способы плавки и оборудование для их реализации, позволяющие проводить нагрев пушками, работающими в разном диапазоне изменения вакуума в плавильной камере [33-35]. К сожалению, указанные разработки, в принципе решающие вопросы плавки, рафинирования и литья, например, жаропрочных сплавов или кремния [36], оказываются малопригодными для плавки и литья циркониевых сплавов, особенно в связи с намечаемым переходом на выплавку этих сплавов с использованием циркония магнийтермического восстановления [6].

При разработке электронно-лучевых установок для выплавки сплавов на основе циркония необходимо учитывать и то обстоятельство, что в ближайшие годы твельные трубки будут преимущественно получать из сложнолегированных сплавов типа российского Э635 на основе системы Zr-Nb-Sn-Fe и Циркалой-2 или Циркалой-4 на основе системы Zr-Nb-Sn-Fe-Ni-Cr, широко применяемых в зарубежных ядерных реакторах [3, 4]. Следует ожидать также проявление интереса к отечественным сплавам системы Zr-Nb-Cr-Y [37]. В этом случае применение для плавки и литья сплавов циркония установок с донным сливом расплава из плавильных тиглей, в том числе предложенных в работах [32-35], оказывается невозможным из-за трудности выплавки в них сложнолегированных многокомпонентных сплавов [31].

Для получения таких сплавов были разработаны и продолжают разрабатываться новые способы их выплавки, а также конструкции установок, обеспечивающих получение как литых заготовок, так и слитков, то есть реализацию литейных и металлургических технологий. Ниже представлено описание некоторых из этих способов и установок, которые разрабатывались с учётом их применения для решения проблемы создания ЯТЦ, хотя они могут использоваться для более широкого круга решаемых задач.

На рис. 3 приведена схема выплавки сложнолегированного сплава в гарнисажном тигле с электромагнитным перемешиванием расплава, из которого слив расплава проводится за счёт наклона тигля, то есть через сливной носок. Особенность

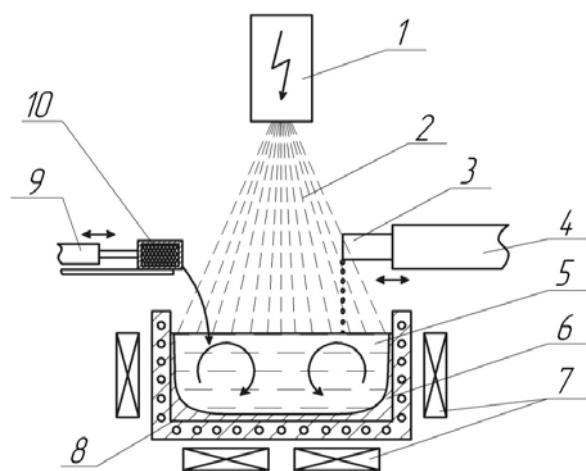


Рис. 3. Способ выплавки сложнолегированного сплава в гарнисажном тигле с электромагнитным перемешиванием расплава: 1 – электронно-лучевая пушка, 2 – электронный луч, 3 – легирующий элемент, 4 – устройство подачи легирующего элемента, 5 – расплав, 6 – гарнисаж, 7 – система ЭМП тигля, 8 – тигель, 9 – устройство подачи легирующего элемента, 10 – легирующий элемент в капсуле металла-основы

способа состоит в том, что легирующие элементы вводятся в шихту или в расплав в тигле в зависимости от соотношения парциального давления их паров с парциальным давлением пара металла-основы. Если эта характеристика легирующего элемента меньше или равна аналогичной характеристике металла-основы, то он вводится в шихту, но при условии обязательного обеспечения равномерного распределения в объёме расплава. В принципе это означает необходимость тщательной предварительной подготовки, как-то дробления или гранулирования (в зависимости от состояния материала), перемешивания, определённого порядка загрузки в тигель. Последнее согласно [38] означает, что если температура плавления и особенно плотность легирующего элемента заметно превышают аналогичные характери-

стики металла-основы, то его необходимо при завалке размещать сверху. Если же парциальное давление пара легирующего элемента выше аналогичной характеристики металла-основы, то его введение в сплав целесообразно осуществлять путём непосредственной подачи в расплав в тигле. На рис. 3 показаны два возможных варианта такой подачи – путём сплавления электронным лучом с поступлением в расплав в тигле в виде капель и путём погружения в расплав в виде кускового материала. Отметим, что если легирующий элемент склонен к взрывному испарению при попадании на него электронного луча (таким, например, является хром), то введение его в расплав следует проводить в оболочке из металла-основы либо из более тугоплавкого легирующего элемента.

В соответствии с изложенным выплавка указанных выше сплавов для получения твельных трубок должна проводиться следующим образом. Сначала в гарнисажном тигле выплавляется сплав системы Zr-Nb. Затем в наведённый в тигле расплав требуемой по условиям формируемого изделия (слиток или заготовка) массы электронным лучом сплавляют Sn, Fe и Ni, обеспечивая интенсивное перемешивание жидкометаллической ванны для усвоения вводимых присадок. В заключение в наведённый сплав системы Zr-Nb-Sn-Fe-Ni или Zr-Nb вводят по описанной выше схеме Cr, в данном случае желательнее в оболочке из Zr. Мощностные и временные параметры проведения процесса определяются необходимой массой выплавляемого сплава, то есть тем, какие конкретно изделия предполагается получить.

Хотя рассмотренная технологическая схема выплавки сложнолегированного сплава первоначально была ориентирована на использование при получении литых изделий, результаты известных работ по формированию в электронно-лучевых установках слитков с порционной подачей металла в кристаллизатор из промежуточной ёмкости [39] позволили предположить возможность такой подачи также из тигля. На рис. 4 приведена предложенная в [40] схема процесса получения слитка сложнолегированного сплава с выплавкой его в гарнисажном тигле с электромагнитным перемешиванием расплава. Формирование слитка в кристаллизаторе при порционной подаче расплава из тигля в принципе протекает аналогично описанному в [39] процессу, но в организационном плане важно научиться обеспечивать выплавку очередной порции расплава в тигле к моменту затвердевания в кристаллизаторе предыдущей порции.

Возможность использования гарнисажного тигля с системой ЭМП для получения как литого изделия, так и слитка, позволяет предложить электронно-лучевую установку, схема которой приведена на рис. 5. Особенностью конструктивного исполнения установки является наличие отдельных камер литейных форм и слитка, а также её оснащение пушками для независимого обогрева тигля и кристаллизатора. Создание такой установки представляет для нашей страны интерес потому, что относительно невысокая потребность в изделиях из циркония для нужд ЯТЦ может быть удовлетворена наличием одного комбинирован-

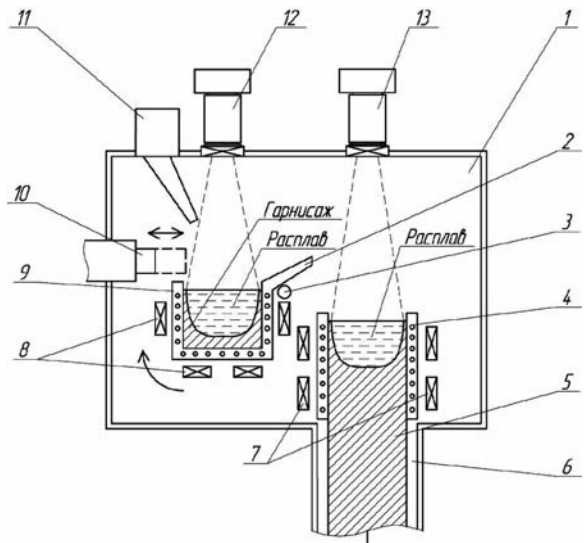


Рис. 4. Схема реализации процесса выплавки сложнолегированного сплава в электронно-лучевой установке: 1 – плавильная камера, 2 – сливной носок, 3 – ось поворота тигля, 4 – кристаллизатор, 5 – слиток, 6 – камера слитка, 7 – система ЭМП кристаллизатора, 8 – система ЭМП тигля, 9 – тигель, 10 – устройство подачи шихты, 11 – устройство ввода легирующих элементов, 12 – электронно-лучевая пушка тигля, 13 – электронно-лучевая пушка кристаллизатора

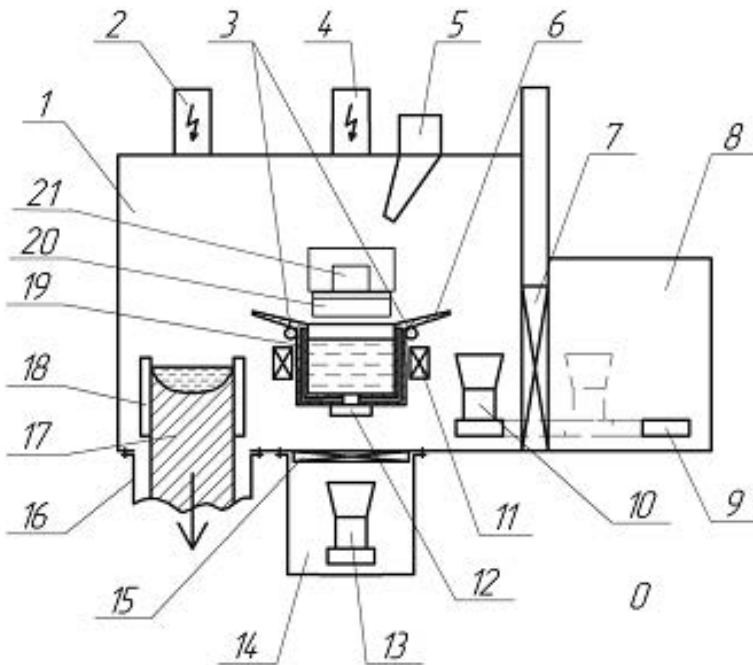


Рис. 5. Схема электронно-лучевой установки для получения слитков и литых изделий: 1 – плавильная камера, 2 – электронно-лучевая пушка, 3 – оси поворота тигля, 4 – электронно-лучевая пушка, 5 – устройство ввода легирующих элементов, 6 – сливной носок, 7, 15 – вакуумные затворы, 8 – камера литейных форм, 9 – механизм перемещения формы, 10 – литейная форма, 11 – система электромагнитного перемешивания, 12 – крышка сливного отверстия, 13 – литейная форма, 14 – камера литейных форм, 16 – камера слитка, 17 – слиток, 18 – проходной кристаллизатор, 19 – гарнисажный тигель, 20 – промежуточная ёмкость, 21 – устройство подачи шихты

ного плавильно-заливочного агрегата, то есть отпадает необходимость в создании отдельных установок для получения слитка и литых заготовок. Что касается организации работ на такой установке, то можно предположить целесообразность проведения плавки по циклам – получения слитков и заготовок, что позволит упростить как подготовительные работы, так и послеплавочную обработку.

В принципе установка аналогичного назначения, то есть для получения как слитков, так и литых заготовок, может быть выполнена и по другой технологической схеме – с традиционным переплавом шихты в промежуточную ёмкость со сливом расплава из неё в кристаллизатор. Схема такой установки приведена на рис. 6 [41]. Её особенностью является выполнение промежуточной ёмкости поворачивающейся, что позволяет обеспечивать подачу расплава как в тигель, так и в кристаллизатор. Как и в рассмотренном выше случае, в установке предусмотрены отдельные камеры для слитка и для литейных форм. Логичным является использование в установке перемещающейся пушки ВТР, так как одновременное формирование в ней слитка и трубной заготовки проводиться не будет.

На рис. 7 приведена схема электронно-лучевой литейной установки, особенностью которой является наличие двух камер литейных форм [42]. Разработка подобной установки целесообразна с точки зрения получения сложнолегированных и простых по составу сплавов в одном агрегате. Возможность решения этой задачи появилась благодаря созданию гарнисажного тигля с системой электромагнитного перемешивания, который позволяет проводить выпуск расплава как через сливное

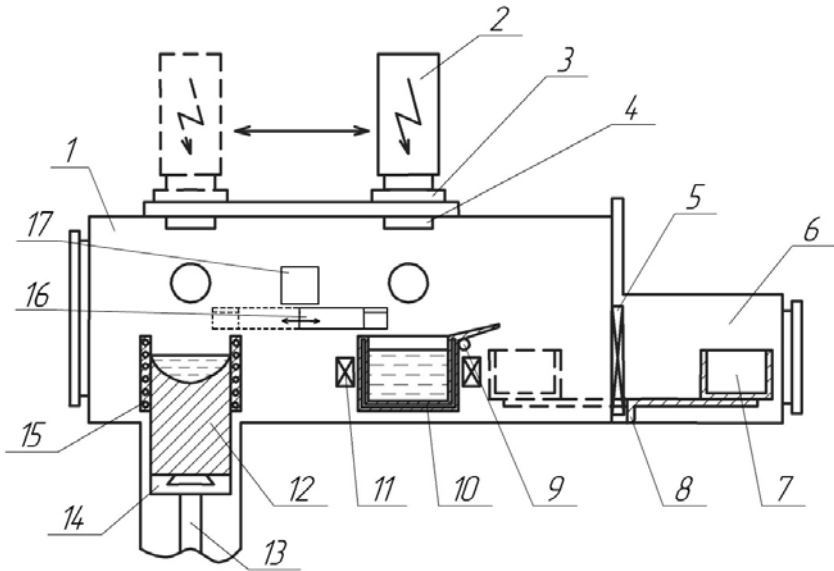


Рис. 6. Схема электронно-лучевой установки для получения слитка и литой заготовки: 1 – плавильная камера, 2 – пушка ВТР, обогревающая тигель и кристаллизатор, 3 – подвижная плита, 4, 5 – вакуумные затворы, 6 – камера литейных форм, 7 – блок литейных форм, 8 – устройство перемещения форм, 9 – ось поворота тигля, 10 – тигель, 11 – система ЭМП тигля, 12 – слиток, 13 – механизм вытягивания слитка, 14 – поддон, 15 – кристаллизатор, 16 – промежуточная ёмкость, 17 – устройство подачи шихты

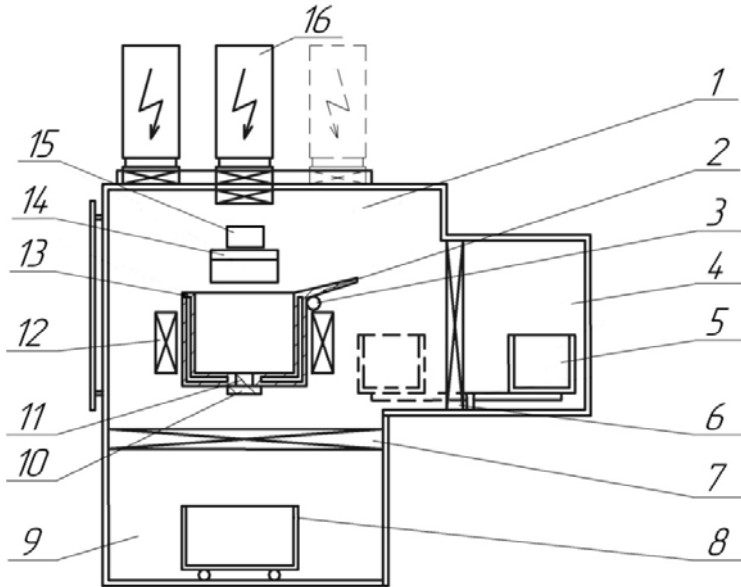


Рис. 7. Схема электронно-лучевой литейной установки с двумя камерами литейных форм: 1 – плавильная камера, 2 – сливной носок, 3 – ось поворота тигля, 4 – боковая камера литейных форм, 5 – литейная форма, 6, 7 – вакуумные затворы, 8 – литейная форма, 9 – нижняя камера литейных форм, 10 – крышка, 11 – сливное отверстие, 12 – система ЭМП тигля, 13 – тигель, 14 – промежуточная ёмкость, 15 – устройство подачи шихты, 16 – электронно-лучевая пушка

отверстие в днище, так и через сливной носок путём наклона тигля [43]. В первом случае обеспечивается выплавка и слив простых по составу сплавов, например, рассмотренных выше сплавов системы Zr-Nb, а во втором – сложнелегированных сплавов системы Zr-Nb-Sn-Fe-Ni-Cr. Следует также подчеркнуть, что это первая литейная электронно-лучевая установка, которая разрабатывалась с учётом использования промежуточной ёмкости, поскольку с самого начала предназначалась для проведения переплава губки.

Рассмотренные выше установки разрабатывались применительно к получению литых заготовок и слитков из сплавов циркония с учётом возможных требований при создании ЯТЦ. При этом не стояла задача обеспечения достаточно высокой производительности, поскольку реальная потребность в таких изделиях не превышает нескольких сот тонн в год. В то же время электронно-лучевые установки для плавки и литья других металлов, прежде всего титана и сплавов на его основе, обычно разрабатывают с учётом обеспечения как можно более высокой производительности [14]. Но поскольку эти установки в принципе также могут быть использованы для плавки и литья циркониевых сплавов, то представляет интерес рассмотрение тех из них, которые представляются наиболее подходящими для этой цели. Ниже приведено описание одной из таких установок, которая разрабатывалась для получения крупнотоннажных слитков сложнелегированных титановых сплавов с использованием для плавки гарнисажного тигля с электромагнитным перемешиванием расплава. Особенностью установки, схема которой приведена на рис. 8, является то, что она рассчитана на проведение многостадийного технологического процесса выплавки сплава, его рафинирования и формирования слитка. На первой стадии в гарнисажном тигле с электромагнитным перемешиванием расплава выплавляют сплав, легированный только элементами, испарение которых близко к испарению

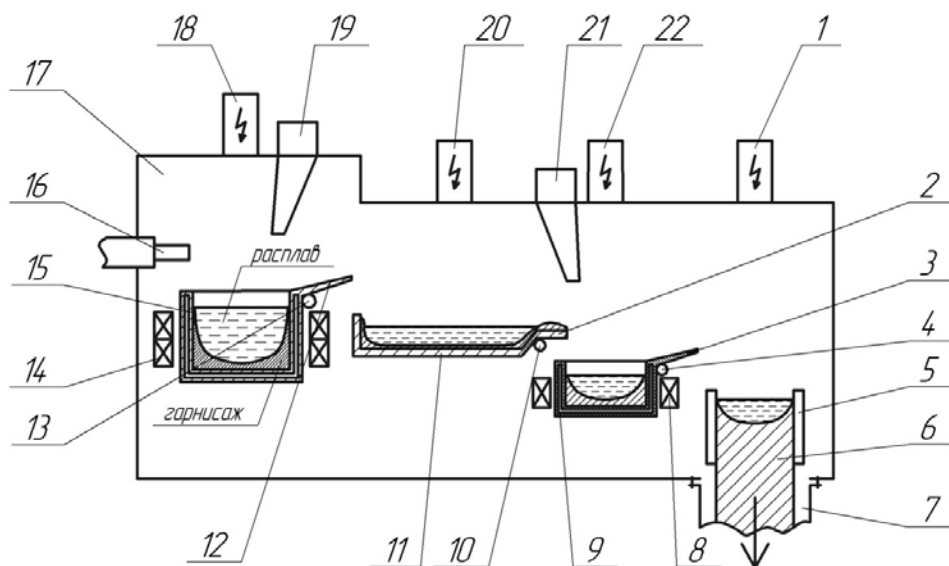


Рис. 8. Способ получения слитка сложнелегированного сплава и электронно-лучевая установка для его реализации: 1 – электронно-лучевая пушка, 2 – сливной носок, 3 – сливной носок, 4 – ось поворота тигля, 5 – проходной кристаллизатор, 6 – слиток, 7 – камера слитка, 8 – система электромагнитного перемешивания, 9 – мерная ёмкость, 10 – ось поворота промежуточной ёмкости, 11 – промежуточная ёмкость, 12 – сливной носок, 13 – ось поворота тигля, 14 – система электромагнитного перемешивания, 15 – гарнисажный тигель, 16 – устройство подачи шихты, 17 – плавильная камера, 18 – электронно-лучевая пушка, 19 – устройство ввода легирующих элементов, 20 – электронно-лучевая пушка, 21 – устройство ввода легирующих элементов, 22 – электронно-лучевая пушка



металла-основы. На второй стадии выплавленный сплав сливается в промежуточную ёмкость, где в процессе выдержки проходит очищение расплава от включений малой и высокой плотности, рафинирование от которых является одной из важнейших задач при получении титановых сплавов ответственного назначения [14]. На третьей стадии отрафинированный в промежуточной ёмкости расплав сливается в мерный тигель с электромагнитным перемешиванием, в котором в расплав вводят легкоиспаряемые легирующие элементы и после их усвоения расплав сливают в кристаллизатор. Таким образом, реализуется порционная заливка, которая наряду со специфической организацией рафинирования также является отличительной особенностью технологического процесса, важного для формирования крупнотоннажного титанового слитка. В случае получения слитка сложнолегированного сплава циркония, например Э635, на первом этапе будет выплавляться сплав системы Zr-Nb, а на третьем – в расплав этого сплава будут вводиться Fe и Sn.

В принципе все рассмотренные выше способы и установки решают задачи выплавки сплавов циркония и получения из них литых заготовок и слитков для создания отечественного ЯТЦ.



### Список литературы

1. Исследования и разработки по производству циркониевых сплавов и изделий из них в Украине / А. П. Чернов, Г. П. Семенов, В. С. Красноруцкий и др. // Вопросы атомной науки и техники. Тр. XIV Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению (Алушта, июнь 2000 г.) – Харьков, 2000. – С. 98-100.
2. Займовский А. С. Циркониевые сплавы в ядерной энергетике / А. С. Займовский, А. А. Никулина, Н. Г. Решетников. – М.: Энергоиздат, 194. – 256 с.
3. Цирконий и его сплавы: технология производства, области применения / В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко и др. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 1998. – 89 с.
4. Эксплуатационные свойства оболочек из сплавов Э110 и Э635 и их зависимость от химического состава и структуры / Вопросы атомной науки и техники // Сер. Физика радиационных явлений и радиационного материаловедения. – 1998. – № 1-2. – С. 119-126.
5. Производство циркония и гафния на ПО ПХЗ для удовлетворения потребностей атомной энергетики Украины / Ю. Ф. Коровин, В. К. Чупринко, К. А. Линдт и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных явлений и радиационного материаловедения. – 1994. – № 2 (62). – С. 114-124.
6. Пилипенко Н. Н. Фізико-технологічні основи створення цирконієвих матеріалів та гафнію для активних зон ядерно-енергетичних установок: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Харків, 2012. – 32 с.
7. Патон Б. Е. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреакционных металлов / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин. – Киев: Наук. думка, 2008. – 312 с.
8. Получение литых трубных заготовок из сплавов циркония в электронно-лучевых установках / С. В. Ладохин, В. Г. Шмигидин, В. Б. Чернявский, Н. И. Матюшенко // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных явлений и радиационного материаловедения. – 1999. – № 2 (77). – С. 21-27.
9. Виробництво партії трубних заготовок трекс-труб та виготовлення дослідно-промислової партії твельних труб зі сплавом Zr1Nb із вітчизняної сировини / В. М. Ажажа, Б. В. Борц, Г. М. Бутенко та ін. // Наука та інновації – 2006. – Т. 2, № 6. – С. 18-30.
10. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / под ред. С. В. Ладохина. – Киев: Изд-во «Сталь», 2007. – 626 с.
11. Гладков А. С. Особливості електронно-променевої гарнісажної плавки сплаву Zr-1Nb і розробка технології виготовлення трубних заготовок: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2009. – 20 с.
12. Вахрушева В. С. Формування структури та властивостей сталі і сплавів при виготовленні

- труб для ядерных энергетических установок: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Днепропетровськ, 2003. – 36 с.
13. *Ладохин С. В.* Перспективы применения электронно-лучевой плавки при получении сплавов циркония в Украине / С. В. Ладохин, В. С. Вахрушева // Современная электрометаллургия. – 2008 – № 4. – С. 22-27.
  14. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. – Киев: Наук. думка, 2006. – 248 с.
  15. Электронно-лучевая плавка недробленых блоков губчатого титана / Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук и др. // Современная электрометаллургия. – 2006. – № 4. – С. 6-9.
  16. *Удрис Я. Я.* Электронная пушка высоковольтного тлеющего разряда (ВТР) как стабильный источник нагрева при повышенном газовыделении / Я. Я. Удрис, В. А. Чернов // Спец. электрометаллургия. – 1981. – Вып. 46. – С. 73-79.
  17. Электронно-лучевой переплав титановой губки – новый способ получения титановых слитков и слябов / А. Л. Тихоновский, А. А. Тур, С. В. Ахонин и др. – Проблемы специальной электрометаллургии. – 1993. – № 1. – С. 66-70.
  18. *Ковальчук Д. В.* Электронно-лучевой переплав титана – пути развития / Д. В. Ковальчук, Н. П. Кондратий. – Литьё и Metallургия. – 2008 – № 3(48). – С. 275-282.
  19. Новая печь ВТ-02 для электронно-лучевой плавки титановых сплавов, разработанная в МК «Антарес» / О. Е. Собко-Несторук, Н. Г. Третьяк, Н. В. Чайка и др. – Современная электрометаллургия. – 2012. – № 3. – С. 20-25.
  20. *Мельник І. В.* Теоретичні та експериментальні основи проектування технологічних газорозрядних джерел електронів: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Київ, 2008. – 39 с.
  21. Патент України на винахід № 82101264 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06 / В. Б. Чернявський, А. А. Тур, С. В. Ладохін та ін. – Опубл. 11.03.2008. Бюл. № 5.
  22. Патент України на винахід № 90536 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06. /С. В. Ладохін, А. С. Гладков, В. Б. Чернявський, Т. В. Лапшук. – Опубл. 11.05.2010. Бюл. № 9.
  23. Патент України на винахід № 93625 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06. /В. Б. Чернявський, С. В. Ладохін, В. А. Семенець та ін. – Опубл. 25.02.2011. Бюл. № 4.
  24. Патент України на корисну модель № 74113 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06. / В. Б. Чернявський, С. В. Ладохін, В. А. Семенець. та ін. – Опубл. 25.10.2012. Бюл. № 20.
  25. Патент України на корисну модель № 83313 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06. /С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук, А. С. Гладков, М. Ю. Смірнов. – Опубл. 10.09.2013. Бюл. № 17.
  26. Патент України на винахід № 105264 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06. /С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук. – Опубл. 25.04.2014. Бюл. № 8.
  27. Патент України на корисну модель № 93183 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06 / С. В. Ладохін – Опубл. 25.09.2014. Бюл. № 18.
  28. Патент України на винахід № 102765 «Газорозрядна електронна гармата», МПК H01J 37/06. / В. А. Тутик, С. В. Ладохін, М. І. Гасик, А. Г. Малявін. – Опубл. 12.08.2013. Бюл. № 15.
  29. Выплавка сплава КТЦ110 в электронно-лучевой гарнисажной установке с использованием пушки высоковольтного тлеющего разряда / С. Д. Лавриненко, С. В. Ладохин, Н. Н. Пилипенко и др. // ВАНТ. Серия «Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники». – 2014. – № 1 (89). – С. 151-158.
  30. *Тугай С. Б.* Імпульсні режими роботи технологічних електронно-променевиx гармат високовольтного тліючого розряду: Автореф. дис. ... канд. техн. наук – Київ, 2013. – 20 с.
  31. Ладохин С. В., Тенденции развития электронно-лучевой литейной технологии и создание нового оборудования для плавки и литья металлов и сплавов / С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук // Процессы литья. – 2014. – № 6. – С. 68-74.
  32. Патент України на винахід № 98904 «Електронно-променева ливарна установка». МПК С22С 9/22, С21С5Е56 / С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук, А. С. Гладков, М. Ю. Смірнов – Опубл. 25.06.2012., Бюл. № 12.
  33. *Ладохин С. В.* Электронно-лучевые литейные установки нового поколения: конструктивные особенности и области применения / С. В. Ладохин // Процессы литья. – 2013. – № 4. – С. 56-70.
  34. Патент України на винахід № 105577 «Спосіб рафінування металів і сплавів при електронно-променевої гарнісажній плавці і установка для його здійснення», МПК С21С 5/56. /С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук – Опубл. 26.05.2014. Бюл. № 10.
  35. Патент України на винахід № 106655 «Спосіб суміщеної вакуумно-індукційної і електронно-променевої плавки і лиття сплавів і установка для його здійснення», МПК С21С 5/56. /С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук – Опубл. 25.09.2014. Бюл. № 18.

36. *Ладохин С. В.* Перспективные технологии электронно-лучевой плавки и литья металлов и сплавов в Украине / С. В. Ладохин // *Металл и литье Украины*. – 2012 – № 5. – С. 3-9.
37. Патент України на корисну модель № 93968 «Сплав на основі цирконію підвищеної міцності та жаростійкості Zr-1Nb-1Cr-(0,05-0,1)Y», МПК С22С16/00, С22И9/22. /С. О. Фірстов, Т. Л. Кузнецова, М. П. Бродніковський та ін. – Опубл. 10.11.2015. Бюл. № 21.
38. Особенности выплавки сложнелегированных сплавов на основе титана и циркония в электронно-лучевых гарнисажных установках / А. С. Гладков, Н. И. Левицкий, В. Б. Чернявский и др. // *Тр. Международной конференции «Ti-2008 в СНГ»*. РФ, Санкт-Петербург, 18-21 мая 2008 г. – Санкт-Петербург, 2008. – С. 266-274.
39. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. – Киев: Наук. думка, 1997. – 266 с.
40. Патент України на корисну модель № 88492 Спосіб одержання в електронно-променевої печі зливка складнолегованого сплаву. МПК С22В 9/22 / С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук, М. І. Левицький. – Опубл. 25.03.2014. Бюл. № 6.
41. Патент України на корисну модель № 102535 Електронно-променева установка. МПКС22В9/22, С21С5/56 / С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук, Є. О. Дрозд. – Опубл. 10.11.2015, Бюл. № 21.
42. Патент України на корисну модель № 92801. Електронно-променева установка для одержання литих заготовок, МПК С21С 5/56 / М. І. Левицький, С. В. Ладохін, Т. В. Лапшук та ін. – Опубл. 10.09.2014, Бюл. № 17.
43. *Ладохин С. В.* Электронно-лучевая литейная установка многоцелевого назначения / В. С. Ладохин // *Металл и литье Украины*. – 2014. – № 10. – С. 3-7.



## References

1. *Chernov A. P., Semenov G. P., Krasnoruckij V. S.* et al. Issledovaniya i razrabotki po proizvodstvu cirkonievyykh splavov i izdelij ih nih v Ukraine. *Voprosy atomnoj nauki i tehniki*. Tr. XIV Mezhdunarodnoy konferencii po fizike radiacionnykh javlenij i radiacionnomu materialovedeniju (Alushta, ijun' 2000 g.). Har'kov, 2000, pp. 98-100 [in Russian].
2. *Zajmovskij A. S., Nikulina A. A., Reshetnikov N. G.* Cirkonievye splavy v jadernoj jenergetike. Moscow: Jenergoizdat, 194, 256 p. [in Russian].
3. *Azhazha V. M., V'jugov P. N., Lavrinenko S. D.* et al. Cirkonij i ego splavy: tehnologija proizvodstva, oblasti primenenija. Har'kov: NNC HFTI, 1998, 89 p. [in Russian].
4. Jekspluacionnye svojstva obolochek iz splavov Je110 i Je635 i ih zavisimost' ot himicheskogo sostava i struktury. *Voprosy atomnoj nauki i tehniki*. Ser. Fizika radiacionnykh javlenij i radiacionnogo materialovedenija, 1998, № 1-2, pp. 119-126 [in Russian].
5. *Korovin Ju. F., Chuprinko V. K., Lindt K. A.* et al. Proizvodstvo cirkonija i gafnija na PO PHZ dlja udovletvorenija potrebnostej atomnoj jenergetiki Ukrainy. *Voprosy atomnoj nauki i tehniki*. Ser.: Fizika radiacionnykh javlenij i radiacionnogo materialovedenija. 1994, № 2 (62), pp. 114-124 [in Russian].
6. *Pylypenko N. N.* Fyzyko-tekhnologichni osnovy stvorennia tsyrkoniiievyykh materialiv ta hafniiu dlia aktyvnykh zon iaderno-enerhetychnykh ustanovok: Avtoref. dys. ... d-ra tekhn. nauk. Kharkiv, 2012, 32 p. [in Ukrainian].
7. *Paton B. E., Trigub N. P., Ahonin S. V.* Jelektronno-luchevaja plavka tugoplavkih i vysokoreakcionnykh metallov. Kiev: Nauk. dumka, 2008, 312 p. [in Russian].
8. *Ladohin S. V., Shmigidin V. G., Chernjavskij V. B., Matjushenko N. I.* Poluchenie lityh trubnykh zagotovok iz splavov cirkonija v jelektronno-luchevykh ustanovkakh. *Voprosy atomnoj nauki i tehniki*. Ser.: Fizika radiacionnykh javlenij i radiacionnogo materialovedenija. 1999, № 2 (77), pp. 21-27 [in Russian].
9. *Azhazha V. M., Borts B. V., Butenko H. M.* et al. Vyrobnnytstvo partii trubnykh zahotovok treks-trub ta vyhotovnennia doslidno-promyslovoi partii tvel'nykh trub zi splavu Zr1Nb iz vitchyznianoj syrovyny. *Nauka ta inovatsii*, 2006, vol. 2, № 6, pp. 18-30 [in Ukrainian].
10. *Ladohin S. V.* Jelektronno-luchevaja plavka v litejnom proizvodstve. Kiev: Izd-vo Stal', 2007, 626 p. [in Russian].
11. *Hladkov A. S.* Osoblyvosti elektronno-promenevoi harnisazhnoi plavky splavu Zr-1Nb i rozrobka tekhnologii vyhotovlennia trubnykh zahotovok: Avtoref. dys. ... kand. tekhn. nauk. Kyiv, 2009, 20 p. [in Ukrainian].

12. *Vakhrusheva V. S.* Formuvannia struktury ta vlastyvostry stal' i splaviv pry vyhotovlenni trub dlia iadernykh enerhetychnykh ustanovok: Avtoref. dys. ... d-ra tekhn. nauk. Dnipropetrovs'k, 2003, 36 p. [in Ukrainian].
13. *Ladohin S. V., Vahrusheva V. S.* Perspektivy primenenija jelektronno-luchevoj plavki pri poluchenii splavov cirkonija v Ukraine. *Sovremennaja jelektrometallurgija*. 2008, № 4, pp. 22-27 [in Russian].
14. *Paton B. E., Trigub N. P., Ahonin S. V., Zhuk G. V.* Jelektronno-luchevaja plavka titana. Kiev: Nauk. dumka, 2006, 248 p. [in Russian].
15. *Trigub N. P., Ahonin S. V., Zhuk G. V.* et al. Jelektronno-luchevaja plavka nedroblenykh blokov gubchatogo titana. *Sovremennaja jelektrometallurgija*. 2006, № 4, pp. 6-9 [in Russian].
16. *Udris Ja. Ja., Chernov V. A.* Jelektronnaja pushka vysokovol'tnogo tlejushhego razrjada (VTR) kak stabil'nyj istochnik nagreva pri povyshennom gazovydelenii. *Spec. jelektrometallurgija*. 1981, Vyp. 46, p. 73-79 [in Russian].
17. *Tihonovskij A. L., Tur A. A., Ahonin S. V.* et al. Jelektronno-luchevoj pereplav titanovoj gubki – novyj sposob poluchenija titanovykh slitkov i sljablov. *Problemy special'noj jelektrometallurgii*. 1993, № 1, pp. 66-70 [in Russian].
18. *Koval'chuk D. V., Kondratij N. P.* Jelektronno-luchevoj pereplav titana – puti razvitija. *Lit'e i Metallurgija*. 2008, № 3 (48), pp. 275-282 [in Russian].
19. *Sobko-Nestoruk O. E., Tretjak N. G., Chajka N. V.* et al. Novaja pech' VT-02 dlja jelektronno-luchevoj plavki titanovykh splavov, razrabotannaja v MK Antares. *Sovremennaja jelektrometallurgija*. 2012, № 3, pp. 20-25 [in Russian].
20. *Mel'nyk I. V.* Teoretychni ta eksperymental'ni osnovy proektuvannia tekhnolohichnykh hazorozriadnykh dzherel elektroniv: Avtoref. dys. ...d-ra tekhn. nauk. Kyiv, 2008, 39 p. [in Ukrainian].
21. Patent Ukrainy na vynakhid № 82101264. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Cherniavskij V. B., Tur A. A., Ladokhin S. V.* et al. Publ. 11.03.2008, Bull. № 5 [in Ukrainian].
22. Patent Ukrainy na vynakhid № 90536. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Ladokhin S. V., Hladkov A. S., Cherniavskij V. B., Lapshuk T. V.* Publ. 11.05.2010, Bull. № 9 [in Ukrainian].
23. Patent Ukrainy na vynakhid № 93625. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Cherniavskij V. B., Ladokhin S. V., Semenets' V. A.* et al. Publ. 25.02.2011, Bull. № 4 [in Ukrainian].
24. Patent Ukrainy na korynsnu model' № 74113. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Cherniavskij V. B., Ladokhin S. V., Semenets' V. A.* et al. Publ. 25.10.2012, Bull. № 20 [in Ukrainian].
25. Patent Ukrainy na korynsnu model' № 83313. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Ladokhin S. V., Lapshuk T. V., Hladkov A. S., Smirnov M. Yu.* Publ. 10.09.2013, Bull. № 17 [in Ukrainian].
26. Patent Ukrainy na vynakhid № 105264. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Ladokhin S. V., Lapshuk T. V.* Publ. 25.04.2014, Bull. № 8 [in Ukrainian].
27. Patent Ukrainy na korynsnu model' № 93183. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *S. V. Ladokhin.* Publ. 25.09.2014, Bull. № 18 [in Ukrainian].
28. Patent Ukrainy na vynakhid № 102765. Hazorozriadna elektronna harmata. MPK N01J 37/06. *Tutyk V. A., Ladokhin S. V., Hasyk M. I., Maliavin A. H.* Publ. 12.08.2013, Bull. № 15 [in Ukrainian].
29. *Lavrynenko S. D., Ladokhin S. V., Pylypenko N. N.* et al. Vyplavka splava KTTs110 v jelektronno-luchevoj harnysazhnoj ustanovce s yspol'zovanyem pushky vysokovol'tnogo tleiusheho razriada. *VANT. Seriya: Vakuum, chystye metally, sverkhprovodnyky*. 2014, № 1 (89), pp. 151-158 [in Russian].
30. *Tuhaj S. B.* Impul'sni rezhymy roboty tekhnolohichnykh jelektronno-promeneynykh harmat vysokovol'tnogo tliiuchoho rozriadu: Avtoref. dys. ... kand. tekhn. nauk. Kyiv, 2013, p. 20 [in Ukrainian].
31. *Ladohin S. V., Lapshuk T. V.* Tendencii razvitija jelektronno-luchevoj litejnoj tehnologii i sozdanie novogo oborudovannia dlja plavki i lit'ja metallov i splavov. *Processy lit'ja*. 2014, № 6, pp. 68-74 [in Russian].
32. Patent Ukrainy na vynakhid № 98904. Elektronno-promeneva lyvarna ustanovka. MPK S22S 9/22, S21S5Ye56. *Ladokhin S. V., Lapshuk T. V., Hladkov A. S., Smirnov M. Yu.* Publ. 25.06.2012, Bull. № 12 [in Ukrainian].
33. *Ladohin S. V.* Jelektronno-luchevye litejnye ustanovki novogo pokolenija: konstruktivne osobennosti i oblasti primenenija. *Processy lit'ja*. 2013, № 4, pp. 56-70 [in Russian].
34. Patent Ukrainy na vynakhid № 105577. Sposib rafinuvannia metaliv i splaviv pry jelektronno-promeneynykh harnysazhnykh plavtsi i ustanovka dlja joho zdijsnennia. MPK S21S 5/56. *Ladokhin S. V., Lapshuk T. V.* Publ. 26.05.2014, Bull. № 10 [in Ukrainian].
35. Patent Ukrainy na vynakhid № 106655. Sposib sumischenoi vakuumno-induktsijnoi i jelektronno-promenevoj plavky i lyttia splaviv i ustanovka dlja joho zdijsnennia. MPK S21S 5/56. *Ladokhin S. V., Lapshuk T. V.* Publ. 25.09.2014, Bull. № 18 [in Ukrainian].
36. *Ladohin S. V.* Perspektivnye tehnologii jelektronno-luchevoj plavki i lit'ja metallov i splavov v Ukraine. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2012, № 5, pp. 3-9 [in Russian].

37. Patent Ukrainy na korysnu model' № 93968. Splav na osnovi tsyrkoniiu pidvyschenoi mitsnosti ta zharostijkosti Zr-1Nb-1Cr-(0,05-0,1)Y. MPK S22S16/00, S22Y9/22. Firstov S. O., Kuznietsova T. L., Brodnikovs'kyj M. P. et al. Publ. 10.11.2015, Bull. № 21 [in Ukrainian].
38. Gladkov A. S., Levickij N. I., Chernjavskij V. B. et al. Osobennosti vyplavki slozhnolegированных сплавов на основе титана и циркония в электронно-лучевых гарнизанных установках. Tr. Mezhdunarodnoj konferencii: Ti-2008 v SNG. RF, Sankt-Peterburg, 18-21 may 2008. Sankt-Peterburg, 2008, pp. 266-274 [in Russian].
39. Paton B. E., Trigub N. P., Kozlitin D. A. et al. Jelektronno-luchevaja plavk. Kiev: Nauk. dumka, 1997, 266 p. [in Russian].
40. Patent Ukrainy na korysnu model' № 88492. Sposib oderzhannia v elektronno-promenevij pechi zlyvka skladnolehovanoho splavu. MPK S22V9/22. Ladokhin S. V., Lapshuk T. V., Levyts'kyj M. I. Publ. 25.03.2014, Bull. № 6 [in Ukrainian].
41. Patent Ukrainy na korysnu model' № 102535. Elektronno-promeneva ustanovka. MPKS22V9/22, S212S5/56. Ladokhin S. V., Lapshuk T. V., Drozd Y. O. Opubl. 10.11.2015, Biul. № 21 [in Ukrainian].
42. Patent Ukrainy na korysnu model' № 92801. Elektronno-promeneva ustanovka dlja oderzhannia lytykh zahotovok. MPK S21S5/56. Levyts'kyj M. I., Ladokhin S. V., Lapshuk T. V. et al. Publ. 10.09.2014, Bull. № 17 [in Ukrainian].
43. Ladokhin S. V. Jelektronno-luchevaja litejnaja ustanovka mnogocelevogo naznachenija. Metall i lit'e Ukrainy. 2014, № 10, pp. 3-7 [in Russian].

Поступила 26.01.2016

***К сведению читателей***

***и подписчиков!***

***Телефон редакции***

***журнала «Процессы литья»:***

***(044) 424-04-10***



# 75 лет

## **Евлашу Константину Федотовичу**

3 января 2016 года исполнилось 75 лет специалисту в области металлургии и литейных технологий, учёному секретарю Физико-технологического института металлов и сплавов (с 1979 по 2015 гг.) **Евлашу Константину Федотовичу.**

Родился он в с. Прохоры Черниговской обл. После окончания в 1964 г. механико-технологического факультета Киевского политехнического института по специальности «Литейное производство чёрных и цветных металлов» в течение двух лет работал мастером, инженером-технологом литейного цеха Нежинского механического завода.

В 1966-1969 гг. обучался в аспирантуре Киевского политехнического института под руководством известных литейщиков К. И. Ващенко и С. П. Дорошенко. Подготовил кандидатскую диссертацию по вопросам разработки новых составов наливных самотвердеющих формовочных смесей на основе органических связующих. После окончания аспирантуры был направлен в Институт проблем литья АН УССР. Кандидатскую диссертацию защитил в 1970 г. В августе 1971 г. был рекомендован на работу в аппарат Президиума АН УССР, где работал сначала научным сотрудником-консультантом Научно-организационного отдела, а затем в течение 6 лет – учёным секретарём Отделения физико-технических проблем материаловедения АН УССР. С июня 1979 г. на протяжении почти 36 лет он был учёным секретарем Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины. Принимал активное участие в подготовке планов проведения научных исследований подразделениями института и осуществлял действенный контроль за ходом их выполнения. Организовывал набор молодых специалистов в аспирантуру института, занимался налаживанием деловых связей с вузами Украины, прежде всего с Киевским политехническим институтом. Одновременно более 10 лет был учёным секретарём Высшей аттестационной комиссии Украины по специальности «Металлургия».

На протяжении десятков лет Константин Федотович обеспечивал подготовку про-

## Хроника. Информация

ектов планов работы учёного совета и директората института, осуществлял контроль выполнения решений учёного совета, директората, рабочих и технических совещаний, приказов и распоряжений дирекции Института. Он контролировал выполнения заданий государственных органов, Президиума НАН Украины и других жизненно важных для института мероприятий. Всегда являлся активным и принципиальным членом комиссии по разработке критериев и методов оценки деятельности и аттестации научных кадров института.

Много лет К. Ф. Евлаш был научным руководителем отдела координации и прогнозирования научно-исследовательских работ. Этот отдел выполнял очень важную для Украины задачу изучения и анализа мировых тенденций развития научно-технических разработок в области металлургии и литья.

К. Ф. Евлаш имеет звание старшего научного сотрудника, является автором трёх книг, русско-украинского словаря «Металлургия», опубликовал десятки научных статей.

За высокий профессионализм и ответственное отношение к обязанностям, Константин Федотович награждён медалью Украины «За працю і звитягу», знаком НАН Украины «За професійні здобутки».

Константина Федотовича отличают глубокие теоретические знания в области металлургии и литейного производства, организационный талант, порядочность, эрудиция, скромность, которые вызывают уважение у всех, кто с ним общается.

**Коллектив Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины, редакция журнала, коллеги и друзья от всей души поздравляют Константина Федотовича с юбилеем и желают ему крепкого здоровья, успехов, личного счастья и финансового благополучия.**



# ПОМНИМ

## Юрия Захаровича Бабаскина



27 декабря 2015 года ушёл из жизни известный учёный, доктор технических наук (1980 г.), профессор (1982 г.), член-корреспондент АН УССР (1986 г.) **ЮРИЙ ЗАХАРОВИЧ БАБАСКИН.**

Родился Ю. З. Бабаскин 16 марта 1929 г. в Минске в семье военнослужащего. В 1953 г. окончил Московский институт стали и сплавов по специальности металлургия чёрных металлов. С 1953 по 1958 гг. работал в сталелитейных цехах машиностроительных заводов им. Ворошилова в Омске и им. Малышева в Харькове. С 1958 г. в Украинском научно-исследовательском институте металлов в Харькове, в 1961 г. перешёл на работу в Институт литейного производства АН УССР, который в 1991 году переименован в Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины. С 1980 по 2000 руководил отделом дисперсионного упрочнения сплавов, а с 2001 года был главным научным сотрудником этого отдела.

В процессе своей научной деятельности он выполнил системные исследования механизмов и закономерностей влияния растворимых и нерастворимых добавок и примесей на термодинамику и кинетику фазовых превращений; распад пересыщенных твёрдых растворов и структуру сталей при дисперсном их затвердевании; развитие и воздействие химической, физической и структурной неоднородности в стали на свойства литого металла.

Ю. З. Бабаскин создал научные и технологические основы высокоэффективных приёмов комплексного модифицирования, легирования и термической обработки сталей. Они изложены в его монографиях и получили широкую реализацию в производстве металлопродукции из низко- и среднелегированных конструкционных, нержавеющей и жаропрочных сталей на машиностроительных и металлургических предприятиях СССР и стран СНГ. В результате освоения таких технологий увеличен в 2-3 раза срок эксплуатации стальных изделий, которые работают в условиях повышенных температур и износа, агрессивных сред и знакопеременных нагрузений.

Юрий Захарович Бабаскин много лет был в составах редакционных коллегий журналов «Металловедение и обработка металлов» и «Процессы литья», он подготовил 2 докторов и 15 кандидатов наук.

Автор более 380 печатных трудов, 130 авторских свидетельств и патентов на изобретения.

**Светлая память о Ю. З. Бабаскине навсегда останется в памяти и сердцах его учеников, сотрудников, коллег и друзей.**



# ПОМНИМ

## Юрия Вячеславовича Коновалова



*19 января 2016 года ушёл из жизни доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники Украины, лауреат Премии Совета Министров СССР, профессор Донецкого национального технического университета*  
**Юрий Вячеславович Коновалов.**

*Ю. В. Коновалов – выдающийся учёный в области листопрокатного производства, человек, который благодаря своему огромному опыту и неиссякаемой творческой энергии стал примером для нескольких поколений молодых учёных. Его уважали за принципиальность, чуткость, отзывчивость и жизнерадостность, готовность всегда прийти на помощь. Он обладал прекрасными организаторскими способностями, отличался высокой работоспособностью и пользовался огромным авторитетом в научных коллективах.*

*Юрий Вячеславович родился 9 октября 1931 года, пгт Косая Гора Тульской области (Россия). После окончания в 1954 году Московского института сталей и сплавов по специальности «Прокатка чёрных металлов и сплавов» начал свою трудовую деятельность в прокатном цехе Макеевского металлургического комбината, где прошёл путь от вальцовщика до начальника смены.*

*В 1961 году начался научный период его трудовой деятельности в Донецком научно-исследовательском институте чёрной металлургии, где он последовательно занимал должности старшего научного сотрудника, руководителя группы, заведующего лабораторией широкополосных станов горячей прокатки, заведующего листопрокатным отделом.*

*С 1988 г. и до последних дней своей жизни Ю. В. Коновалов работал профессором в Донецком национальном техническом университете (ДонНТУ) на кафедре «Обработка металлов давлением». Также он продолжительное время работал научным консультантом НПО «Доникс».*

*Юрий Вячеславович Коновалов широко известен благодаря своим научным исследованиям и разработкам в области горячей прокатки листов и полос на*

широкополосных, толстолистовых и универсальных станах. Под его руководством и непосредственном участии были разработаны, исследованы и освоены пусковые технологические режимы прокатки на ряде листовых станов, разработан ряд технологических заданий на реконструкцию многих толстолистовых станов, а также технологические задания на создание литейнопрокатных комплексов для производства тонколистового горяче и холоднокатаного проката.

За комплекс науднотехнических работ по созданию и внедрению метал-лосберегающих технологий производства проката в суженном поле допусков на предприятиях чёрной металлургии и внедрению в народное хозяйство междотрас-левой системы поставки проката по теоретической массе ему в составе коллектива авторов присуждена Премия Совета Министров СССР (1982 г.).

В 1996 г. за активную научную работу Юрию Вячеславовичу Коновалову присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины».

Под руководством профессора Ю. В. Коновалова подготовлены и защищены 1 докторская и 25 кандидатских диссертаций. Он автор 23 монографий и справоч-ников, более 400 научных статей, 120 авторских свидетельств и патентов

Ю. В. Коновалов являлся членом экспертного совета ВАК по присуждению учёных степеней, был заместителем председателя специализированного совета ДонНТУ по присуждению учёных степеней, председателем научного семинара кафедры «Обработка металлов давлением», членом редколлегий журналов «Металл и литьё Украины», «Производство проката», Бюллетеня науднотехнической и экономической информации «Чёрная металлургия».

**Память живущих – вот главная награда и оценка его жизни!**

---

# ЗМІСТ

## СТВОРЕННЯ ТА ОБРОБКА РОЗПЛАВІВ

<b>БЕЛОВ Б. Ф., ТРОЦАН А. І., БРОДЕЦЬКИЙ І. Л., РЯБЧИКОВ І. В., КОБЕЦЬ В. С., КАРЛІКОВА Я. П.</b> Структурно-хімічний стан і класифікація оксидних і металевих фаз системи залізо-кремній-титан-кисень. Дуплекс-система: залізо-титаністі силікати / силіциди. Повідомлення 3. . . . .	<b>3</b>
--	----------

## ЗАТВЕРДІННЯ СПЛАВІВ

<b>КОТЛЯРСЬКИЙ Ф. М.</b> Формування силумінових відливок на стадії фільтраційного живлення . . . . .	<b>13</b>
--	-----------

## КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ

<b>БОРИСОВ Г. П., ЩЕРЕЦЬКИЙ А. А., ГОЛОВАЧЕНКО В. П., ДУКА В. М., ВЕРНИДУБ А. Г.</b> Вплив морфології $\alpha$ -фази на фізико-механічні властивості виливок із алюмінієвого сплаву АК7ч. . . . .	<b>29</b>
---	-----------

## НОВІ МЕТОДИ ТА ПРОГРЕСИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ

<b>ДОРОШЕНКО В. С.</b> Автоматизація ізостатичного пресування тверднучого виливка при литті за моделями, що газифікуються. . . . .	<b>33</b>
<b>ЧЕРЕПОВСЬКИЙ С. С., ІВАНОВ А. Н.</b> Можливості підвищення ефективності магнітноімпульсної обробки розплавів . . . . .	<b>38</b>

## НОВІ ЛИТІ МАТЕРІАЛИ

<b>ХРИСТЕНКО В. В., УШКАЛОВА О. В., ТРУБАЧЕНКО Л. М.</b> Про можливість отримання Cu-Fe-Cr-C сплавів зі структурою «заморожена емульсія» . . . . .	<b>47</b>
<b>ЛАДОХІН С. В., ЛАПШУК Т. В., ДРОЗД Е. А.</b> Отримання сплавів цирконію для ядерно-паливного циклу України з використанням електронно-променевих технологій. . . . .	<b>54</b>

## Хроніка. Інформація

<b>Євлаш Костянтин Федотович</b> (до 75-річчя). . . . .	<b>68</b>
<b>Пам'яті Бабаскіна Юрія Захаровича</b> . . . . .	<b>70</b>
<b>Пам'яті Коновалова Юрія В'ячеславовича</b> . . . . .	<b>71</b>

---

## CONTENTS

### PRODUCTION AND TREATMENT OF MELTS

- BELOV B. F. et al** Structural and Chemical State and Classification of Oxide and Metallic Phases of the Iron-Silicon-Titanium-Oxygen System. Duplex-System: Iron-Titaniferous Silicates / Suicides. Message 3. . . . . **3**

### SOLIDIFICATION OF ALLOYS

- KOTLYARSKYI F. M.** Formation of the Silumin Casts at the Stage of the Filtration Power Supply. . . . . **13**

### SOLIDIFICATION AND STRUCTURE FORMATION OF ALLOYS

- BORYSOV H. P. et al** Effect of  $\alpha$ -Phase Morphology on Physical-Mechanical Properties Casts of Aluminum Alloy AK7ch. . . . . **29**

### NEW METHODS AND ADVANCED TECHNOLOGY FOR FAUNDRY

- DOROSHENKO V. S.** Automation Isostatic Pressing of Solidify Cast at the Gasify-Model Fouding. . . . . **33**  
**CHEREPOVSKYI S. S. et al** Possibilities of Increasing the Effectiveness of Magnetoimpulse Treatment of Melts. . . . . **38**

### NEW CASTING MATERIALS

- KHRISTENKO V. V. et al** About the Possibility of Obtaining Cu-Fe-Cr-C Alloys with the Structure of «Frozen Emulsions». . . . . **47**  
**LADOKHIN S. V.** Production of Zirconium Alloys for Nuclear-Fuel Cycle in Ukraine, Using Electron-Beam Technologies. . . . . **54**

### Chronicle. Information

- KOSTIANTYN YEVLASH** (to 75th birthday) . . . . . **68**  
In memory of **YURII BABASKIN**. . . . . **70**  
In memory of **YURII KONOVALOV**. . . . . **71**

## ПАМЯТКА ДЛЯ АВТОРОВ

1. Рукопись с рецензией подается в редакцию в одном экземпляре, также прилагаются подробные сведения об авторах и контактная информация (адрес, телефон, факс, e-mail).
2. Объем статьи не должен превышать 10 страниц формата А4, количество иллюстраций – 5.
3. Последовательность расположения материала в статье следующая: индекс УДК, инициалы и фамилия автора, полное название учреждения, в котором работает автор, город, название статьи, текст. Список цитируемой литературы (на отдельной странице), подписи к рисункам (на отдельной странице).
4. Аннотации и ключевые слова к статье подаются на русском, украинском и английском языках, название статьи – на украинском и английском.
5. Автор подписывает экземпляр рукописи и рисунки (на обороте).
6. Текст должен быть сохранен в программе **Microsoft Word** (шрифт **PragmaticaC**, номер шрифта – 12, интервал – 1,5).
7. Формулы и буквенные обозначения должны быть набраны четко, крупно (**шрифт PetersburgC**).
8. Все единицы измерения даются по Международной системе единиц (**СИ**).
9. Каждая таблица печатается на отдельной странице, которая вкладывается в текст вслед за страницей, содержащей первую ссылку на нее.
10. Рисунки должны быть четкими (с разрешением как минимум **300 dpi**) и сделаны отдельными файлами со стандартными графическими расширениями **\*.jpeg, \*.tiff**.
11. Список литературы составляется в порядке цитирования работ. В тексте ссылка на литературу дается порядковым номером в квадратных скобках (например, [2]). Библиографическое описание должно соответствовать титульной странице издания и даваться на языке оригинала. Для статей обязательно указывать название журнала, сборника и т. п., в которых они опубликованы, год издания, том, начальную и конечную страницы, а для монографий – место издания, издательство, год издания, общее число страниц.
12. Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.
13. Иностранные фамилии в тексте даются в русской транскрипции.
14. Редакция принимает рукописи, оформленные в строгом соответствии с настоящими правилами.

тел.: 424-04-10, факс: 424-35-15

E-mail: [proclit@ptima.kiev.ua](mailto:proclit@ptima.kiev.ua)

## СОГЛАШЕНИЕ

### О ПЕРЕДАЧЕ АВТОРАМИ ПРАВА НА ОПУБЛИКОВАНИЕ РУКОПИСИ

Мы, нижеподписавшиеся, авторы \_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
рукописи \_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_ (язык – русский)

передаем без оплаты учредителям и редколлегии журнала "Процессы литья"  
право опубликовать эту рукопись.

Мы подтверждаем, что эта публикация: не нарушает авторских прав других лиц или организаций; не была ранее опубликована (за исключением публикации в виде резюме, части опубликованной лекции, тезисов, обзора или диссертации); не передана в другие издательства для публикации; одобрена для публикации всеми соавторами, а также организацией (институтом, вузом, заводом или ответственным учреждением), в которой она выполнена; не содержит коммерческой либо государственной тайны.

Передача права на опубликование статьи охватывает исключительное право на воспроизведение и распространение статьи, включая оттиски, переводы, электронные формы (он- и офлайн) или любые иные подобные формы воспроизведения как на территории Украины, так и в странах ближнего и дальнего зарубежья.

После принятия рукописи к печати (при условии согласования всех замечаний рецензента) обязуемся опубликовать статью в течение 6-ти месяцев.

В случае необоснованной задержки публикации статьи автор (авторы) оставляет за собой право отозвать рукопись из редакции, при этом редакция теряет право на публикацию данной рукописи.

Подписи авторов

Зав. ред.-изд. сектором

(ФИО, организация, адрес,  
контактный тел., email)

\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
(подпись)