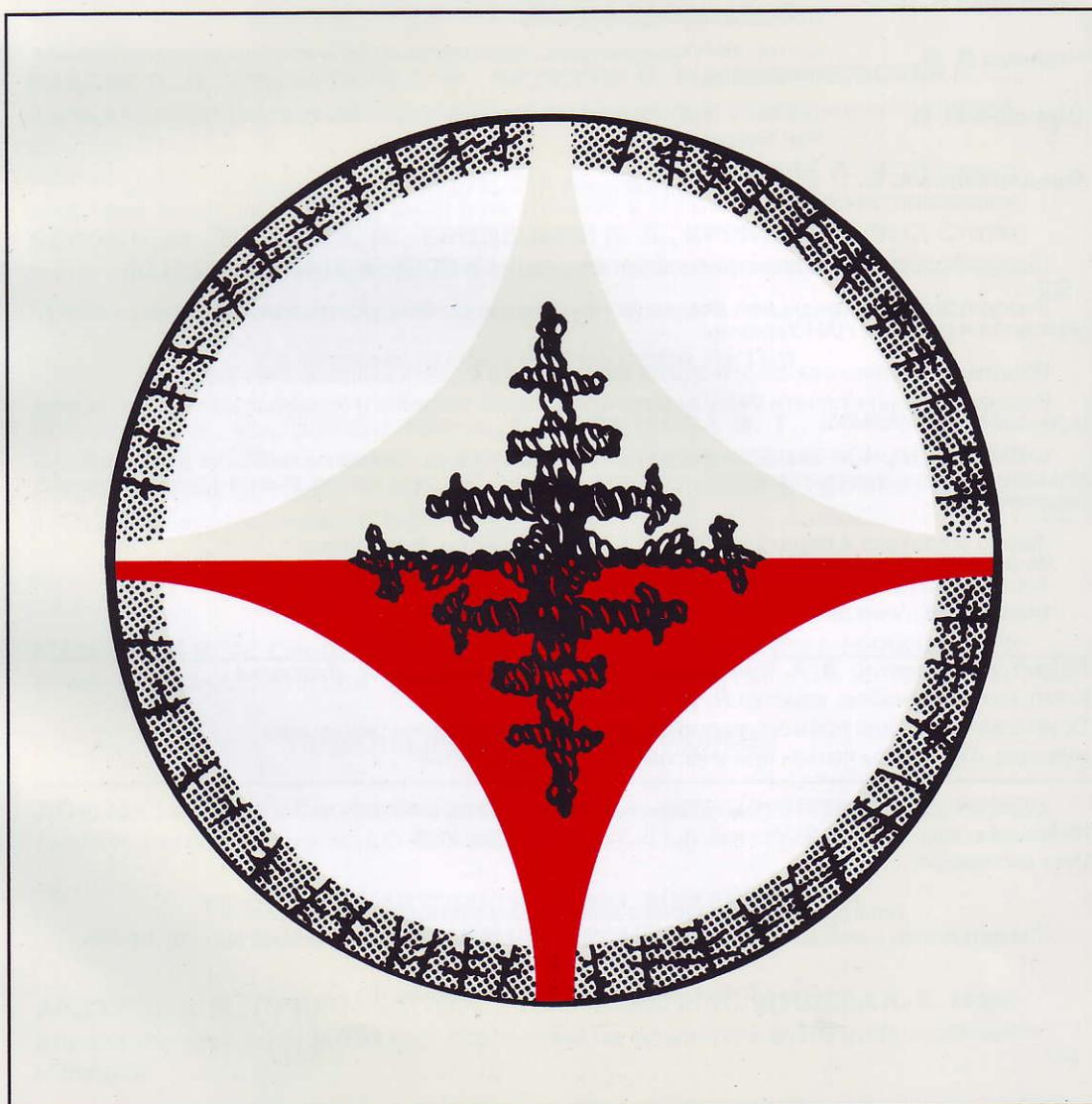


ПРОЦЕССЫ ЛИТВА 1

• 2015
(109)



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Найдек В. Л.	главный редактор, академик НАН Украины, профессор, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Дубоделов В. И.	зам. главного редактора, академик НАН Украины, профессор, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Бабаскин Ю. З.	чл.-корр. НАН Украины, профессор, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Борисов Г. П.	чл.-корр. НАН Украины, профессор, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Гасик М. И.	академик НАН Украины, профессор, Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск
Котлярский Ф. М.	отв. секретарь, доктор технических наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Марченко И. К.	доктор технических наук, НИИПТмаш, Краматорск
Мысик Р. К.	доктор технических наук, профессор, Уральский государственный политехнический университет (УПИ), Екатеринбург
Пилушенко В. Л.	чл.-корр. НАН Украины, профессор, Донбасский институт управления, Донецк
Смирнов А. Н.	доктор технических наук, профессор, Донецкий национальный технический университет
Тарасевич Н. И.	зав. редакцией, доктор технических наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Чернега Д. Ф.	чл.-корр. НАН Украины, профессор, Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев
Шинский О. И.	доктор технических наук, профессор, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Эльдарханов А. С.	академик РАН, научный центр «Новые 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 **З. А. Ярославец, 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 16.12.2014. Подписано в печать 06.02.2015. Бум. офс. № 2. Формат 70x108/16.
Печать офс. Усл.-печ. л. 8,2. Уч.-изд. л. 7,8. Тираж 180. Зак. 4135.
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 (109), январь-февраль, 2015 г.
Киев

СОДЕРЖАНИЕ

ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

- НАЙДЕК В. Л., НАРИВСКИЙ А. В., ФЕДОРОВ В. В., ПИОНТКОВСКАЯ Н. С.** Влияние газофлюсовой обработки расплава на жидкотекучесть алюминиевых сплавов. **3**
- КАНИБОЛОЦКИЙ Д. С., ВЕРХОВЛЮК А. М., ЖЕЛЕЗНЯК А. В.** Взаимодействие меди, цинка, марганца и их сплавов с огнеупорными материалами **7**
- БЕЛОВ Б. Ф., ТРОЦАН А. И., БРОДЕЦКИЙ И. Л., КРЕЙДЕНКО Ф. С.** Структурно-химическое состояние рафинировочных шлаков при ковшевой обработке стали. **20**

ГИДРОДИНАМИКА ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

- СМИРНОВ А. Н., ВЕРЗИЛОВ А. П., ЕФИМОВА В. Г., ГОЙДА Д. И., ПИЛЬГАЕВ Р. В.** Физическое моделирование процессов развития конвективных потоков и износа металлоприемников в промежуточных ковшах многоручьевых МНЛЗ. **30**

ЗАТВЕРДЕВАНИЕ СПЛАВОВ

- МАМИШЕВ В. А.** Системное исследование реотермических процессов течения и теплообмена при кристаллизации сплавов. **39**

ПРОБЛЕМЫ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМЫ

- ДОРОШЕНКО В. С.** Оптимизация гранулометрического состава формовочных смесей для фильтрационной формовки. **47**

ПРОБЛЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ, МЕХАНИЗАЦИИ И КОМПЬЮТЕРИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

- АБДУЛОВ А. Р., ПРИХОДЬКО О. В., ЛАПЧЕНКО А. В., ДУШЕБА А. К.** Моделирование процесса литья под давлением на примере изготовления отливки «Плашка». **54**

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ

БЕРДОВА-БАШУРА О. В., ПРАЧ Е. Л., ТРУДОНОШИН А. И., МИХАЛЕНКОВ К. В. Влияние химического состава на структуру и механические свойства сплавов системы Al-Mg-Si.	59
ЦУРКИН В. Н., ИВАНОВ А. В., ФЕДЧЕНКО Н. А., ЧЕРЕПОВСКИЙ С. С., ВАСЯНОВИЧ Н. А., ФЕЩУК М. Л. Кондукционная электротоксовая обработка расплава сплава А390 в комплексе с модификаторами.	70

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,

бул. Вернадского, 34/1,

ФТИМС НАН Украины с пометкой

журнал «Процессы литья» либо

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

Счет-фактуру согласно запросу редакция высылает

письмом, по факсу или по E-mail.

Стоимость одного журнала — 40 грн.

Годовая подписка с учетом почтовых расходов — 240 грн.

(для Украины).

Годовая подписка для зарубежных подписчиков — 90 \$.

В редакции можно также приобрести

электронную версию журнала.

ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

УДК 669.715:669-154.

**В. Л. Найдек, А. В. Наривский, В. В. Федоров,
Н. С. Пионтковская**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ГАЗОФЛЮСОВОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Приведены данные о жидкотекучести алюминиевого сплава АК7 после разных способов газифлюсового рафинирования расплава.

Ключевые слова: расплав, газифлюсовая обработка, сплав, плазменная струя, жидкотекучесть.

Наведено дані про рідкотекучість алюмінієвого сплаву АК7 після різних способів газифлюсового рафінування розплаву.

Ключові слова: розплав, газифлюсова обробка, сплав, плазмовий струмінь, рідкотекучість.

The dates about fluidity of the aluminum alloy AK7 after different processes of gas-flux refining of it's melt were presented.

Keywords: melt, gas-flux treatment, alloy, plasma jet, fluidity.

Важной характеристикой сплавов является жидкотекучесть, от величины которой зависит заполняемость литейных форм и качество отливок. На жидкотекучесть жидкого металла влияют дисперсность структурных составляющих и содержание неметаллических включений в сплавах [1-3]. В настоящее время жидкотекучесть сплавов определяют с помощью спиральной пробы (ГОСТ 16438-70) или U-подобной (проба Нехендзи-Самарина) [4], которые изготавливают в песчаных и металлических формах. Для получения достоверных результатов при использовании указанных проб практически невозможно обеспечить стабильность многих параметров (температура заливки металла и формы, гидродинамический напор расплава при заливке его в форму и др.). Для точного измерения жидкотекучести необходимо также поддерживать постоянную скорость заполнения форм металлом. Кроме этого, изготовление форм для заливки проб достаточно трудоемкий процесс.

Нами разработан способ, который позволяет определить жидкотекучесть сплавов по заполняемости кварцевых трубок ($\varnothing_{\text{вн}} \approx 4$ мм) при всасывании в них расплава под действием разрежения. Для этого изготовили устройство (рис. 1), в котором кварцевая трубка 1 соединена через штуцер 2 с неподвижным фланцем 3 сильфона 4, установленным в защитном кожухе 5. Подвижный верхний фланец в сильфоне крепится к подпружиненному штоку 7 с ручкой 8. Шток 7 перемещается по втулке 9,

ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2015. № 1 (109)

Получение и обработка расплавов

в которой расположена пружина 10. В верхней части втулки установлена на резьбе гайка 11, позволяющая регулировать сжатие пружины 10.

Для отбора проб на жидкотекучесть сплавов штоком 7 сжимают пружину 10 и сильфон 4 на заданную высоту, которую регулируют с помощью упора на ручке 8 (на рис. 1 не показан). В сжатом состоянии пружины и сильфона свободный конец кварцевой трубки 1 погружают в жидкий металл и освобождают ручку 8 от нагрузки. Под действием сил упругой деформации пружина и сильфон возвращаются в исходное положение, а расплав при этом заполняет кварцевую трубку.

При постоянных упругости сильфона и пружины, объеме воздуха, который остается в сжатой системе, скорость заполнения расплавом кварцевых трубок будет одинаковой. Оптимальную высоту, на которую сжимают пружину и сильфон, устанавливают экспериментально в зависимости от диаметра кварцевых трубок и плотности расплава.

Заполнение трубок сплавом осуществляли при постоянной температуре расплава 720-725 °С. Жидкотекучесть сплавов определяли путем измерения длины прутков затвердевшего в трубках металла (рис. 2) от уровня их заглубления в расплав. Среднее значение жидкотекучести рассчитывали по результатам 3-х измерений длины прутков сплава после каждого способа его обработки.

Исследования проводили на алюминиевом сплаве АК 7 (ДСТУ 2839-94), для плавки которого использовали чушку одной партии. Сплав обрабатывали разными способами. В жидкий металл замешивали колокольчиком расплавленный флюс (%мас.: 35 NaCl; 25 KCl; 30 NaF; 10 Na₃AlF₆) в количестве 0,3 % от массы сплава. Такое же количество флюса предварительно вводили колокольчиком в сплавы и продували их

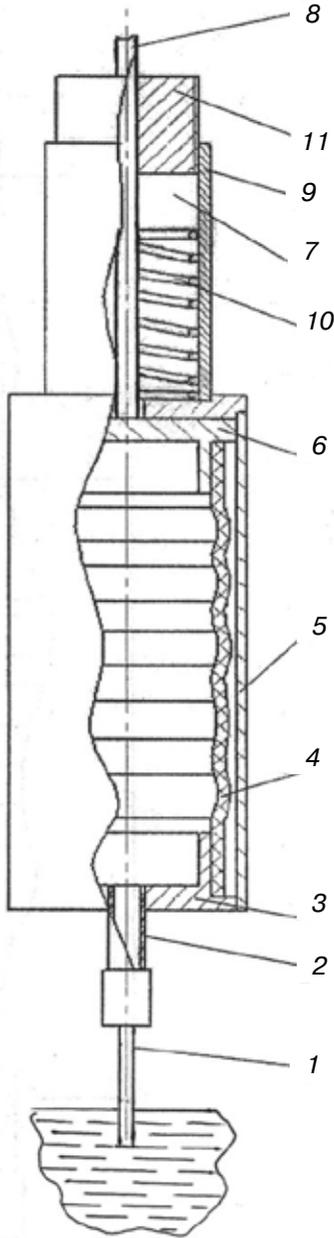


Рис. 1. Схема устройства для отбора проб на жидкотекучесть сплавов

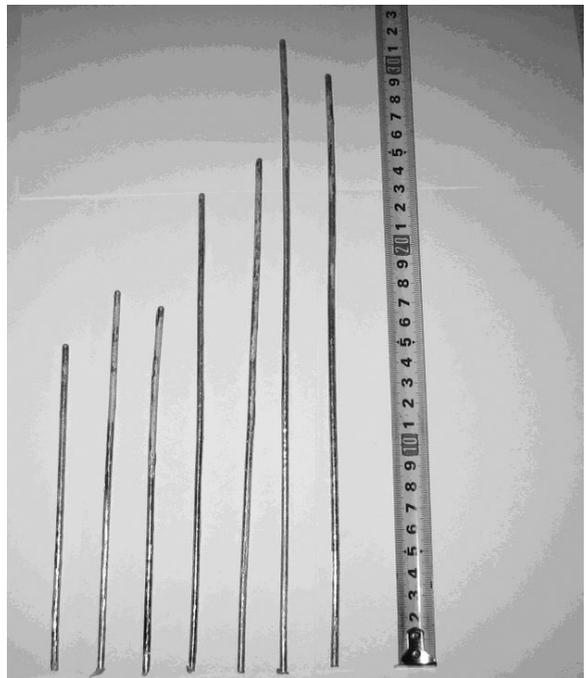


Рис. 2. Прутки затвердевшего в кварцевых трубках сплава после рафинирования его разными способами

Получение и обработка расплавов

плазменной или скоростными арговыми струями. Холодный аргон при скоростной продувке сплавов подавали в глубину металла через три горизонтальные сопла диаметром 1 мм под избыточным давлением в фурме 0,35 МПа. Также в расплав замешивали аргон вращающимся (400-420 об/мин) активатором, выполненным в виде диска с диаметрными пазами глубиной 2 мм на нижней поверхности. Кроме этих способов сплав продували смесью высокотемпературного аргона с парами флюса.

Газофлюсовую обработку сплавов массой 60 кг проводили при постоянной температуре ~ 720 °С в печи сопротивления, а дисковым активатором – в индукционной установке на базе ИСТ-016. Продувку сплавов холодными или плазменными струями осуществляли в течение 8 мин при одинаковом (~7,5 л/мин) расходе аргона. После каждого способа обработки металл выстаивали 12 мин в печи и заливали его в кокили.

В процессе обработки активатором сплав вблизи него получает вращательное движение и перемещается в радиальном направлении, а в жидком металле над диском образуется воронка. С момента, когда воронка достигает диска и его поверхность освобождается от металла, в глубину ванны из печной атмосферы поступает аргон и дробится на пузырьки. В образующиеся пузырьки аргона переходит из расплава водород и вместе с ним выносится на поверхность ванны. При этом из сплавов удаляются оксидные включения за счет флотации их газовыми пузырьками. На поверхности металла газовые пузырьки разрушаются и водород из них, плотность которого в 20 раз меньше аргона, поднимается вверх и уходит через отводящую трубку в атмосферу. Нагретый до температуры металла аргон при этом остается над ванной и замешивается активатором в расплав повторно. При многократном замешивании аргона интенсифицируется массоперенос водорода из расплава в пузырьки нагретого газа, меньше охлаждается металл при рафинировании.

Высокотемпературную смесь аргона с парами флюса вводили в расплав плазмотроном (рис. 3). В прикатодную зону засыпали 0,05 кг флюса, включали плазмотрон и погружали его в расплав. В процессе обработки сплава флюс нагревается плазменной дугой и испаряется. Пары флюса вместе с высокотемпературным аргоном поступают в расплав через боковые отверстия и сопло в вставке (рис. 3, поз. 5) со скоростью ≥ 250 м/с. В результате этого плазмопаровая смесь диспергируется, а в жидкометаллической ванне образуется развитая поверхность взаимодействия фаз.

Газофлюсовые воздействия на расплав, в зависимости от способа обработки, оказывают разное влияние на жидкотекучесть сплавов (табл. 1). Видно, что после флюсования сплава колокольчиком (вариант 2) средняя длина прутков металла в кварцевых трубках увеличивается от 129 до 153 мм. Жидкотекучесть сплава при этом повышается на 15-16%. Незначительное увеличение жидкотекучести сплава после такого рафинирования обусловлено недостаточными диспергированием флюса в расплаве и временем его выстаивания после обработки. За 12 мин выстаивания после флюсования расплава, без продувки его газом, оксидные включения не полностью выносятся каплями

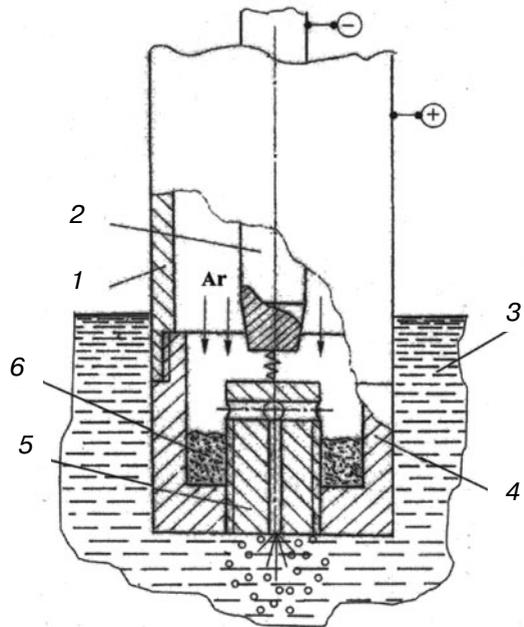


Рис. 3. Схема обработки сплавов плазменной струей с парами флюса: 1 – корпус; 2 – подвижный электрод; 3 – жидкий металл; 4 – анод; 5 – сменная вставка; 6 – флюс

Таблица 1. Жидкотекучесть алюминиевого сплава АК7, обработанного разными способами

Вариант обработки	Способ рафинирования сплава	Жидкотекучесть сплава, мм
1	без обработки	129
2	флюсование расплава колокольчиком	153
3	скоростными струями аргона	185
4	скоростными струями аргона флюсованного расплава	210
5	замешивание аргона в расплав активатором	182
6	замешивание аргона активатором в флюсованный расплав	214
7	плазменной струей флюсованного расплава	278
8	плазменной струей с парами флюса	312

флюса на поверхности ванны или оседают на дно тигля. Многие из них остаются в объеме металла, что приводит к снижению жидкотекучести сплава.

В случае продувки ванны скоростными струями газа или замешивания аргона в сплав дисковым активатором (варианты 3, 5) высота заполнения кварцевых трубок металлом при всасывании увеличивается до 182-185 мм, а жидкотекучесть сплавов повышается на 29-31 %. При обработке этими же способами предварительно флюсованного расплава (варианты 4, 6) достигается более глубокое рафинирование его от газов и оксидных включений, что приводит к увеличению жидкотекучести сплавов на 38-40 %.

Значительное влияние на жидкотекучесть сплавов оказывает обработка расплава высокотемпературными газофлюсовыми средами. После обработки флюсованного сплава плазменной струей (вариант 7) высота заполнения трубок расплавом при всасывании увеличивается до 278 мм. Среднее значение жидкотекучести сплава при этом повышается на 53-54 %. Продувка сплава плазмопаровой смесью (вариант 8) позволяет увеличить заполняемость трубок металлом под действием разрежения до 310-315 мм, а жидкотекучесть сплава – в 2,4-2,5 раза по сравнению с исходным сплавом. Увеличение жидкотекучести сплавов при разных вариантах их обработки, по сравнению с флюсованием расплава колокольчиком, показана в таблице 2.

Таблица 2. Повышение значений жидкотекучести L сплава АК7 при разных способах газофлюсового рафинирования расплава

Показатель	Вариант обработки расплава							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Увеличение значений L в сравнении со сплавом, обработанным флюсом, %	0	14	33	13	28	39	42	49

Варианты обработки расплава: 1 – флюсование расплава колокольчиком; 2 – скоростными струями аргона; 3 – скоростными струями аргона флюсованного сплава; 4 – замешивание аргона в расплав активатором; 5 – замешивание аргона активатором в флюсованный сплав; 6 – плазменной струей флюсованного расплава; 7 – плазменной струей с парами флюса

Приведенные данные свидетельствуют о том, что после плазмофлюсового рафинирования расплава жидкотекучесть сплавов повышается в 1,8-2 раза по сравнению с обычным их флюсованием. Существенное увеличение жидкотекучести

сплавов при этом достигается за счет [5]: более глубокого рафинирования металла от включений и водорода; измельчения в сплавах оксидов, интерметаллидных фаз и микрогруппировок при плазмокинетическом воздействии на расплав.



Список литературы

1. Колесникова Т. П., Самарин А. М. Влияние марганца, хрома и ванадия на поверхностное натяжение жидкого железа // Изв. АН СССР, ОТН. – 1959. – № 5. – С.36-41.
2. Архаров В. И., Ершов Г. С., Новохатский И. А., Коваленко А. М. Влияние неметаллических включений на вязкость металлических расплавов // ДАН СССР. – 1970. – Т. 190. – № 2. – С. 366-368.
3. Наривский А. В. Исследование структурно-механических и фильтрационных характеристик алюминиево-кремниевых сплавов в интервале температур кристаллизации и их влияния на процесс питания отливок / Автореф. канд. дис. – К.: ИПЛ АН УССР. – 1976. – 34 с.
4. Справочник по чугунному литью / Н.Г. Гиршович. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
5. Найдек В. Л., Наривский А. В. Повышение качества отливок из алюминиевых сплавов плазморегентной обработкой их расплавов. – К.: Наук. думка. – 2008. – 184 с.

Поступила 08.09.2014

УДК 621.74.011:669.35:532.64.08

Д. С. Каниболоцкий, А. М. Верховлюк, А. В. Железняк

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕДИ, ЦИНКА, МАРГАНЦА И ИХ СПЛАВОВ С ОГНЕУПОРНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Проведен обзор литературных данных по поверхностному натяжению и плотности жидких меди, цинка, марганца и сплавов Cu-Zn и Cu-Mn, а также их контактному взаимодействию с поликристаллическим оксидом алюминия, кварцевым стеклом и графитом. Выбраны наиболее достоверные данные, рассчитаны температурные и концентрационные зависимости контактных углов смачивания. Исходя из литературных данных по плотности чистых компонентов, а также сплавов систем Cu-Zn-Pb и Cu-Zn-Sn, рассчитана плотность сплавов Cu-10,1 %мас. Zn, Cu-34,8 %мас. Zn и Cu-36,8 %мас. Zn в интервале температур от 1070 до 1250 °С.

Ключевые слова: медь, цинк, марганец, Cu-Zn, Cu-Mn, расплавы, поликристаллический оксид алюминия, кварцевое стекло, графит, смачивание, контактное взаимодействие, краевой угол смачивания, плотность, поверхностное натяжение.

Проведено огляд літературних даних про поверхневий натяг та густину рідких міді, цинку, марганцю та сплавів Cu-Zn і Cu-Mn, а також про їх контактну взаємодію з графітом, полікристалічним оксидом алюмінію та кварцовим склом. Вибрано найбільш достовірні літературні дані, розраховано температурні та концентраційні залежності контактних кутів змочування.

Получение и обработка расплавов

Виходячи з літературних даних про густини чистих компонентів та сплавів систем Cu-Zn-Pb і Cu-Zn-Sn, розраховано густину сплавів Cu-10,1%мас. Zn, Cu-34,8%мас. Zn та Cu-36,8%мас. Zn в інтервалі температур від 1070 до 1250 °C.

Ключові слова: мідь, цинк, марганець, Cu-Zn, Cu-Mn, розплави, полікристалічний оксид алюмінію, кварцове скло, графіт, змочування, контактна взаємодія, крайовий кут змочування, густина, поверхневий натяг.

The paper represents a review concerning surface tension and density of liquid pure copper, zinc, manganese, Cu-Zn and Cu-Mn alloys and their interfacial interaction with polycrystalline α -Al₂O₃, vitreous silica and graphite. The most reliable data have been selected; temperature and concentration dependences of wetting angle have been evaluated. The density of liquid Cu-10.1wt.% Zn, Cu-34.8 wt.% Zn and Cu-36.8 wt.% Zn alloys have been calculated for temperatures from 1070 to 1250 °C using literature data on pure components and on Cu-Zn-Pb and Cu-Zn-Sn alloys.

Keywords: copper, zinc, manganese, Cu-Zn, Cu-Mn, melts, polycrystalline α -Al₂O₃, vitreous silica, graphite, wetting, interfacial interaction, wetting angle, density, surface tension.

Для получения различного типа сплавов важно правильно подобрать материалы плавильных тиглей и форм, чтобы минимизировать взаимодействие расплава с твердой поверхностью. Известно, что медь плохо смачивает графит, алунд и кварцевое стекло. Однако добавки цинка и марганца в некоторой степени повышают адгезионное взаимодействие. В настоящее время в отделе физико-химии сплавов проводятся экспериментальные исследования смачивания указанных материалов жидкими сплавами Cu-10 Zn-(0-2) %мас. Mn методом лежащей капли. Для интерпретации полученных данных, а именно для оценки степени отклонения от идеальных растворов, а также для отработки методики расчета свойств трех- и многокомпонентных систем по данным для чистых компонентов, проведен литературный обзор процессов смачивания жидкими медью, цинком, марганцем, их сплавами графита, оксидов алюминия и кремния. Выбраны наиболее достоверные литературные данные, построены температурные и концентрационные зависимости краевых углов смачивания (θ). Поскольку из результатов измерения по методу лежащей капли, используя плотность расплава и контуры капли, можно рассчитать поверхностное натяжение жидкого сплава, нами проведен также обзор литературных данных по плотности, поверхностному натяжению меди, цинка, марганца и их сплавов в жидком состоянии.

Смачивание жидкой медью поликристаллического оксида алюминия изучалось в работах [1-15]. Известно, что при температурах от 1077 до 1600 °C контактный угол смачивания принимает значения в интервале от 120 до 170°. Сопоставление результатов разных исследований представлено на рис. 1, а.

В работе И. Тангерманна [3] измерения проводились достаточно грубо. Так, показано, что при температуре 1100 °C в вакууме, в восстановительной и инертной атмосферах, краевой угол смачивания расплавленной медью оксида алюминия больше 90°. Поэтому данные из работы [3] не приведены на рис. 1 и не учитывались при расчетах температурных зависимостей краевых углов смачивания.

Из работы [8] видно, что краевой угол смачивания медью шероховатой поверхности поликристаллического оксида алюминия значительно больше (на 19°), чем гладкой. Результаты ранних исследований [1, 6, 7] согласуются с θ , измеренным в работе [8] на шероховатой поверхности, тогда как значения краевого угла смачивания, измеренные в работах [2, 4, 10, 11], лежат еще выше. Высокое значение θ в работе [10] может объясняться тем, что в качестве подложки выбран не алунд, а прозрачный поликристаллический оксид алюминия (лукалокс). Из работы [16] видно, что краевой угол смачивания жидкого цинка на лукалоксе выше, чем на алунде. Вероятно, это касается и жидкой меди. Тогда как завышенные данные ранних работ [1, 2, 4, 6, 7, 11] могут быть объяснены либо шероховатостью подложки, либо недо-

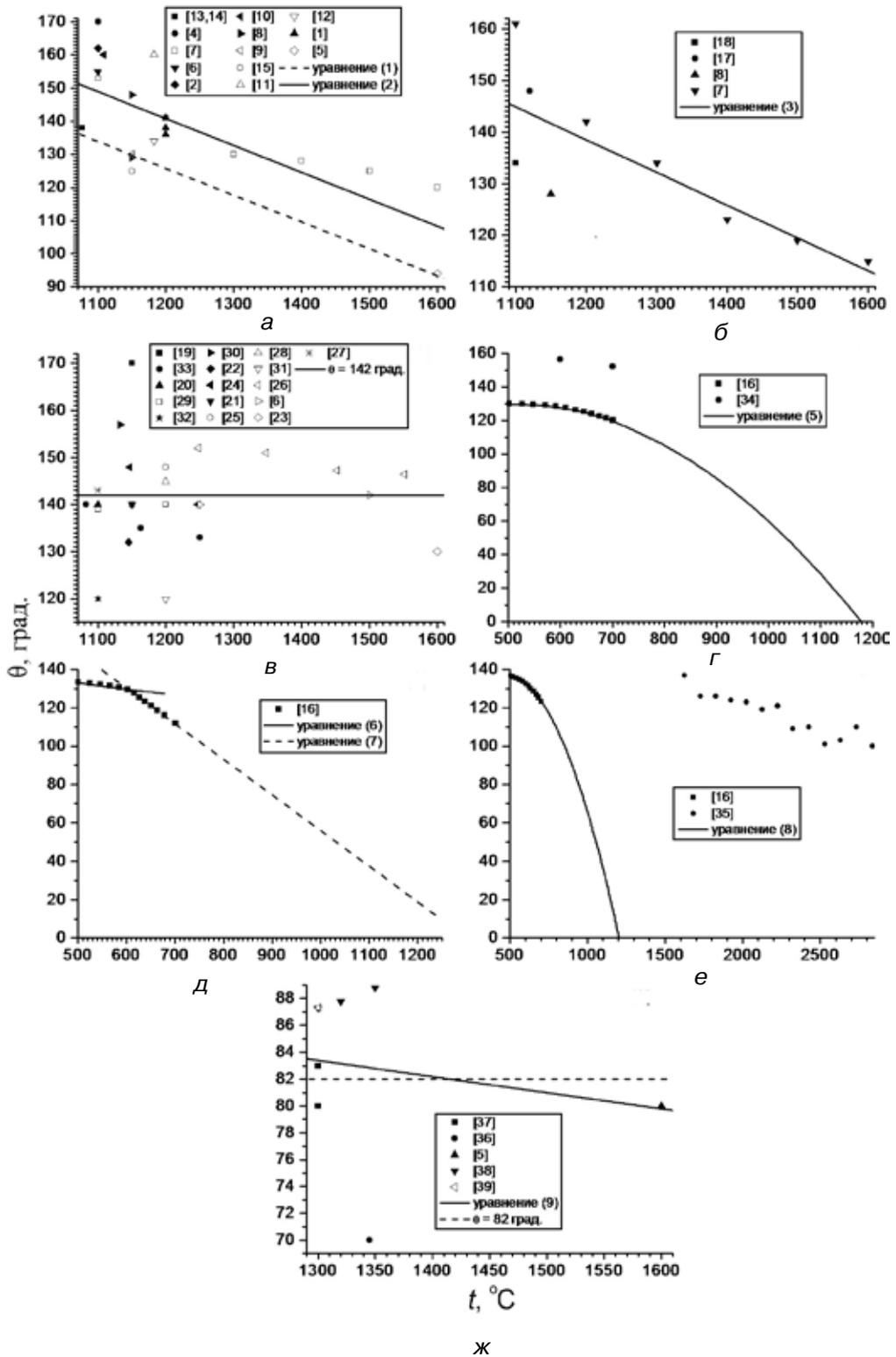


Рис. 1. Температурные зависимости краевых углов смачивания поликристаллического оксида алюминия (а, г, ж), кварцевого стекла (б, д) и графита (в, е) жидкими медью (а-в), цинком (г-е) и марганцем (ж) по данным разных авторов

Получение и обработка расплавов

статочной чистой атмосферы. Более новые данные [12-15] и результаты Ю. В. Найдича 1980 г. [9], полученные на полированной поверхности оксида алюминия, хорошо согласуются с данными [8] на гладкой поверхности. Высокотемпературные данные В. Ф. Ухова [5] примерно настолько же ниже завышенных данных Л. И. Кузьмина [7], насколько θ на гладкой поверхности ниже [8], чем на шероховатой. Отсюда можно сделать вывод, что данные [5], скорее всего, достоверные. Поэтому для построения температурной зависимости θ для жидкой меди на оксиде алюминия были выбраны данные [5, 9, 12-15]. Обработка этих данных по методу наименьших квадратов приводит к следующему уравнению (пунктирная линия на рис. 1, а):

$$\theta = 223,000 - 0,081 \cdot t, \quad (1)$$

где t – температура, °С. Тогда как если построить зависимость по всем приведенным на рис. 1, а экспериментальным данным, то θ увеличится на 15° (сплошная линия):

$$\theta = 238 - 0,081 \cdot t. \quad (2)$$

Смачивание медным расплавом кварцевого стекла исследовалось в работах [7, 8, 17, 18] (рис. 1, б). При температурах от 1100 до 1600 °С краевой угол смачивания принимает значения в пределах от 115 до 161°. Экспериментальные данные описываются линейной зависимостью от температуры:

$$\theta = 214 - 0,063 \cdot t. \quad (3)$$

Согласно результатам исследований [6, 19-33], краевой угол смачивания графита жидкой медью находится в пределах от 120 до 170° при температурах 1150-1600 °С. Из рис. 1, в видно, что показатели [19] являются завышенными относительно общего массива значений θ , тогда как результаты работ [31, 32], наоборот, занижены. Отклонение в ранней работе [19], вероятно, связано с недостаточной чистотой эксперимента, а в работах [31, 32] – со спецификой материала подложки. В работе [31] использовался высокопористый графит, тогда как в [32] – графит марки S7 производства Японии. Поэтому для обобщения литературных данных в настоящей работе использовались только значения θ из работ [6, 20-30, 33]. Расчет температурной зависимости θ по методу наименьших квадратов приводит к уравнению:

$$\theta = 144 - 0,0017 \cdot t. \quad (4)$$

В уравнении (4) среднеквадратичное отклонение температурного коэффициента (0,0101) на порядок больше величины самого коэффициента. Поэтому разумным представляется найти среднее значение θ (142°) и принять, что в изученном интервале температур краевой угол смачивания графита жидкой медью практически не зависит от температуры.

Смачивание поликристаллического оксида алюминия жидким цинком изучалось в работах [3, 16, 34] (рис. 1, г). Результаты [34] расположены выше, чем данные [16]. Когда $\theta > 90^\circ$, при недостаточной гладкости поверхности подложки и при недостаточной чистоте эксперимента чаще может наблюдаться завышенные данные, чем заниженные [6]. Поэтому для построения температурной зависимости использовались только данные [16]. Результаты этой работы описываются уравнением параболы:

$$\theta = 51 + 0,304 \cdot t - 0,000294 \cdot t^2. \quad (5)$$

К сожалению, при температуре выше 700 °С экспериментальные данные по смачиванию Al_2O_3 жидким цинком отсутствуют. Поэтому, чтобы оценить смачивание оксида алюминия расплавами Cu-Zn-Mn при температурах наших экспериментов (1070-1250 °С) по данным для чистых компонентов, мы использовали экстраполяцию величины θ на область перегретого жидкого цинка (температура кипения равна 906 °С).

Получение и обработка расплавов

Согласно уравнению (5) при температуре 1181 °С перегретый жидкий цинк должен полностью растекаться по оксиду алюминия, то есть $\theta = 0$. Поэтому в расчетах для температур выше 1181 °С следует использовать значение $\theta = 0$, а не получаемые по уравнению (5) отрицательные значения.

Контактное взаимодействие расплавленного цинка с кварцевым стеклом при температурах от 500 до 700 °С в атмосфере гелия изучалось в работе [16]. Температурная зависимость θ , полученная в этом исследовании, представляет собой ломаную линию, состоящую из двух отрезков. В интервале температур от 500 до 600 °С краевой угол смачивания кварцевого стекла расплавленным цинком описывается следующим уравнением прямой (сплошная линия на рис. 1, д):

$$\theta = 149 - 0,032 \cdot t. \quad (6)$$

Тогда как при температурах от 600 до 700 °С температурная зависимость θ описывается уравнением (7) (пунктирная линия на рис. 1, д):

$$\theta = 242 - 0,186 \cdot t. \quad (7)$$

Второе уравнение использовали для экстраполяции значений θ на высокотемпературную область.

Смачивание жидким цинком графита изучалось в двух работах: [16] в интервале температур от 500 до 700 °С, в гелии при давлении 1 атм., а также в [35] при высоких температурах (1627-2827 °С) и сверхвысоком давлении 8 ГПа (рис. 1, е). Как показано в статье [28], сверхвысокие давления существенно увеличивают краевой угол смачивания графита жидкими металлами. Поскольку наше экспериментальное исследование расплавов Cu-Zn-Mn осуществлялось при давлении гелия 1 атм. и при температурах от 1070 до 1250 °С, для оценки смачивания графита расплавами тройной системы Cu-Zn-Mn из данных для чистых компонентов, провели экстраполяцию значений θ на область переохлажденного жидкого цинка с использованием только данных [16]. Полученное уравнение имеет вид:

$$\theta = 77 + 0,25 \cdot t - 0,00026 \cdot t^2. \quad (8)$$

При $t = 1207$ °С уравнение пересекает ось абсцисс, то есть $\theta = 0$. Поэтому при температурах выше 1207 °С для расчетов мы взяли значение краевого угла смачивания графита перегретым жидким цинком, равное нулю, а не отрицательные значения, получаемые по уравнению (8).

Смачивание жидким марганцем поликристаллического оксида алюминия изучалось в работах [3, 5, 36-39]. Сопоставление данных разных авторов представлено на рис. 1, ж. Найдено, что краевой угол смачивания принимает значения от 70 до 89° при температурах от 1300 до 1600 °С.

Совместная обработка литературных значений θ по методу наименьших квадратов приводит к следующему уравнению (сплошная линия на рис. 1, ж):

$$\theta = 99 - 0,012 \cdot t. \quad (9)$$

В уравнении (9) среднеквадратичное отклонение температурного коэффициента (0,0266) превышает его абсолютное значение более чем вдвое. Следовательно, имеющихся данных не достаточно, чтобы количественно оценить изменение θ с температурой. Поэтому рассчитано среднее значение θ при температурах от 1300 до 1600 °С по данным работ [5, 36-38] (82°, пунктирная линия на рис. 1, ж).

Найдена только одна работа [44], в которой изучается смачивание графита жидким марганцем. Эксперимент проводился методом лежащей капли при температуре 1550 °С в атмосфере аргона. Обнаружено, что в этих условиях $\theta = 139^\circ$.

Работы, в которых исследовалось смачивание оксида кремния расплавленным марганцем, не обнаружены.

Получение и обработка расплавов

Краевой угол смачивания поликристаллического оксида алюминия расплавами системы Cu-Mn определялся в работе [37] в атмосфере аргона по площади максимального растекания при трех температурах: 1100, 1200 и 1300 °С. При добавке к меди около 5 % мас. марганца (5, 7 ат. %) θ резко снижается, после чего дальнейшее увеличение концентрации Mn либо не влияет на изменение θ , либо влияет незначительно. Так, при температуре 1100 °С и при атомной доле марганца (X_{Mn}) от 0,057 до 0,446 угол θ равен 103°, тогда как для чистой меди согласно уравнению (1) при той же температуре $\theta = 134^\circ$ (рис. 2, а). Поэтому для построения уравнений концентрационной зависимости краевого угла смачивания оксида алюминия расплавами медь-марганец данные при $X_{Mn} = 0$, то есть для чистой меди, не использовались, а полученные уравнения можно применять только для $X_{Mn} > 0,05$. По данным работы [37] в интервале концентраций $0,057 \leq X_{Mn} \leq 0,446$ для температур 1200 и 1300 °С получены соответствующие уравнения (рис. 2, в, г):

$$\theta = 99 + 22 \cdot X_{Mn} - 109 \cdot X_{Mn}^2, \quad (10)$$

$$\theta = 95 - 37 \cdot X_{Mn}. \quad (11)$$

В работе [38] показано, что жидкий марганец взаимодействует с подложкой из Al_2O_3 с образованием плотного слоя алюмината марганца $MnAl_2O_4$. То есть фактически происходит смачивание расплавленным марганцем не оксида алюминия, а новой подложки из $MnAl_2O_4$. Причем при температурах ниже, чем 1350 °С, θ при образовании алюмината марганца уменьшается, а при температурах выше 1350 °С – возрастает. Образованием слоя $MnAl_2O_4$ на поверхности оксида алюминия может объясняться резкое уменьшение краевого угла смачивания при добавлении марганца к меди.

Смачивание графита расплавами Cu-Mn изучалось в работах [4, 6, 20-22, 29, 30]. Сопоставление данных разных авторов приведено на рис. 2, г, д. Литературные значения краевого угла смачивания графита расплавами Cu-Mn можно разделить на две группы по температурным интервалам: первая – при температурах от 1100 до 1145 °С, вторая – от 1200 до 1250 °С. Внутри каждой группы результаты разных исследований хорошо согласуются между собой (рис. 2, г, д). При температурах от 1100 до 1145 °С литературные данные описываются уравнением параболы (рис. 2, г.):

$$\theta = 141 - 313 \cdot X_{Mn} + 135 \cdot X_{Mn}^2. \quad (12)$$

Зависимость краевого угла смачивания от атомной доли марганца в температурном интервале от 1200 до 1250 °С также имеет параболический вид (рис. 2, д):

$$\theta = 137 - 344 \cdot X_{Mn} + 185 \cdot X_{Mn}^2. \quad (13)$$

Поверхностное натяжение расплавленной меди изучалось как экспериментальными, так и расчетными методами в работах [6, 10, 11, 45-56]. Сопоставление данных, полученных в разных исследованиях, приведено в статьях [46, 47, 50, 52, 54, 55], а также на рис. 3, а. Для наших расчетов были выбраны данные [54], полученные методом висячей капли в атмосфере гелия с 8 % H_2 при температурах от 1058 до 1413 °С (в мН/м):

$$\sigma = 1300 - 0,264 \cdot (t - 1085 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (14)$$

Это наиболее поздние экспериментальные данные, которые, к тому же, хорошо согласуются с результатами более ранних исследований. Исключение составляют заниженные данные, приведенные в книге В. М. Чурсина 1982 г. [49]. Примечательно, что тот же автор в более ранней работе [45] приводит значение поверхностного натяжения жидкой меди (2500 мН/м), которое гораздо лучше согласуется с результатами исследований [6, 10, 11, 46-48, 50-56]. Однако в работе [45], к сожалению,

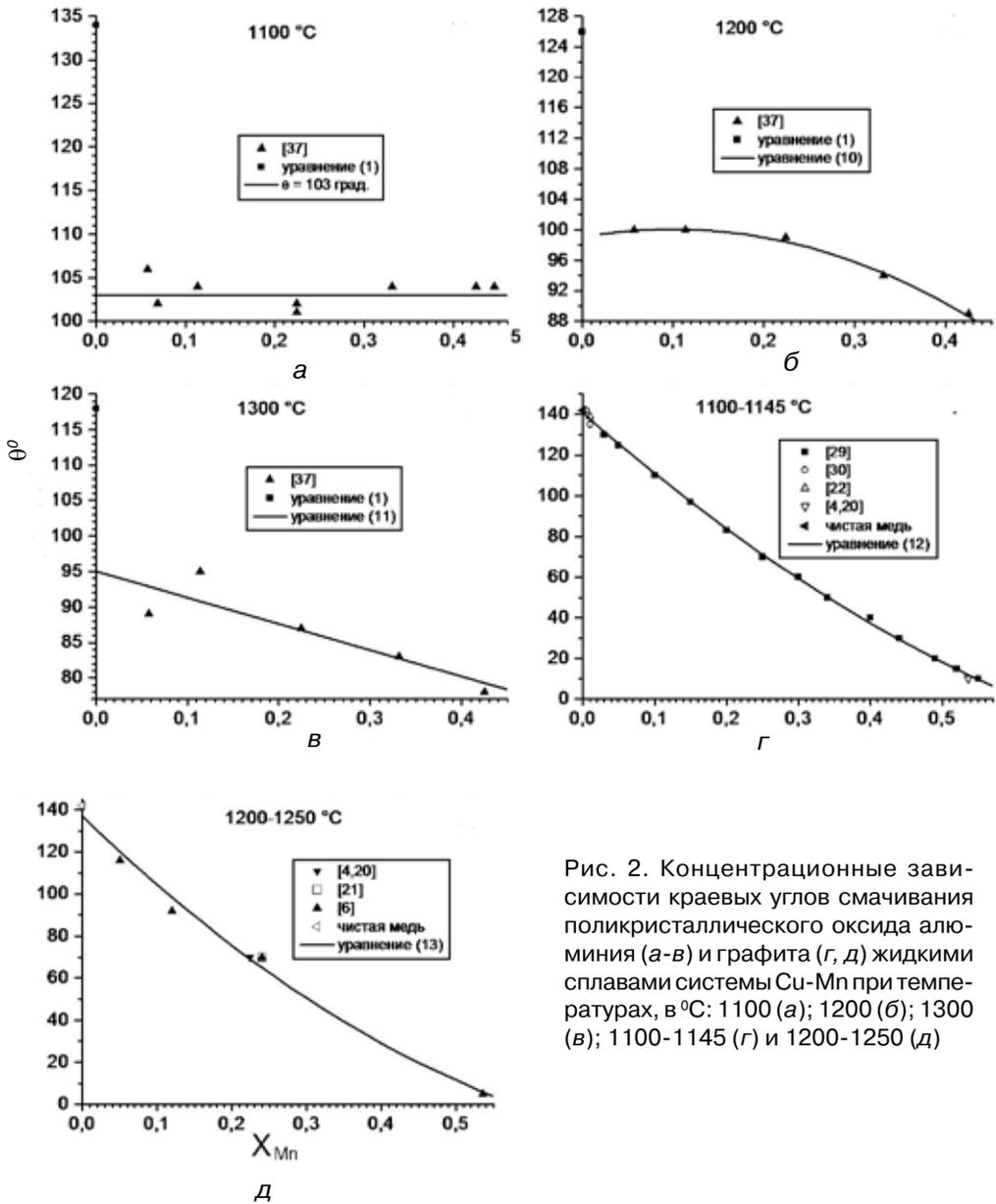


Рис. 2. Концентрационные зависимости краевых углов смачивания поликристаллического оксида алюминия (а-в) и графита (г, д) жидкими сплавами системы Cu-Mn при температурах, в °С: 1100 (а); 1200 (б); 1300 (в); 1100-1145 (г) и 1200-1250 (д)

не указана температура экспериментов, поэтому данные [45] на рис. 3, а показаны горизонтальной пунктирной линией в предположении отсутствия температурной зависимости. Судя по точкам пересечения прямой по данным [45] с наиболее достоверными температурными зависимостями поверхностного натяжения [46, 48, 54, 56], эксперимент в работе [45], вероятно, проводился при температурах от 1250 до 1300 °С (см. рис. 3, а).

Плотность жидкой меди изучалась в работах [49, 53, 57-68]. Сопоставление литературных данных проведено в статьях [57-63, 68] и на рис. 3, б. Из рисунка видно, что данные [53, 57-68] согласуются между собой, тогда как в книге В. М. Чурсина 1982 г. [49] плотность меди завышена. Для расчетов авторы этой статьи использовали результат оптимизации литературных экспериментальных данных в интервале температур от 1083 до 2227 °С, выполненный в работе [63] (в кг/м³):

$$\rho = 7997 - 0,819 \cdot (t - 1085 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (15)$$

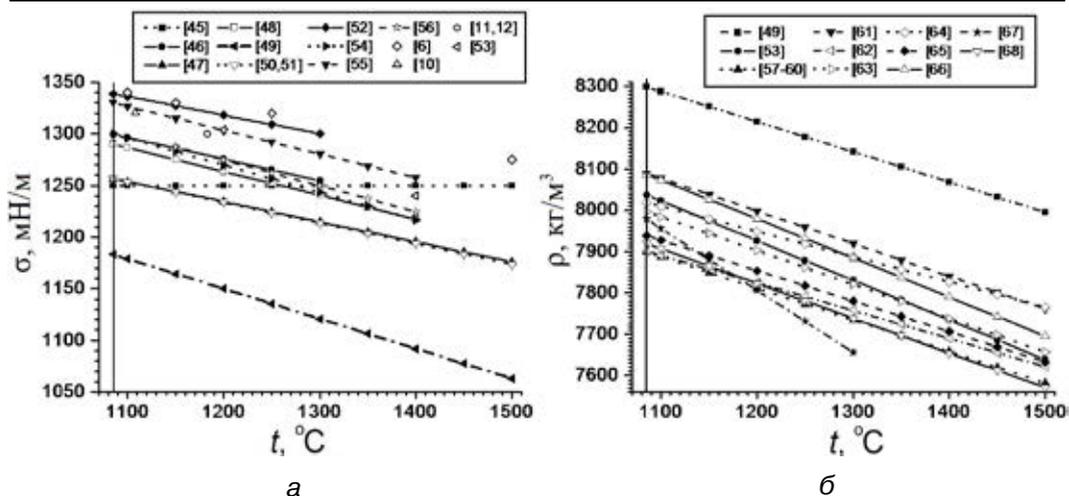


Рис. 3. Температурные зависимости поверхностного натяжения (а) и плотности (б) жидкой меди по данным разных исследований. Вертикальная линия соответствует температуре плавления меди

Поверхностное натяжение жидкого цинка представлено в работах [34, 55, 69-75]. Сопоставление данных разных исследований приведено в работах [69, 73]. В настоящей работе применили данные [69], полученные методом максимального давления в газовом пузырьке:

$$\sigma = 892,5 - 0,1246 \cdot (t + 273,15 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (16)$$

Это наиболее позднее экспериментальное исследование поверхностного натяжения жидкого цинка. Кроме того, данные [69] согласуются с результатами [34, 70, 72, 74] и с высокотемпературным (480-570 $^\circ\text{C}$) участком данных [75]. Следует учитывать, что поверхностное натяжение цинка измерено только до температуры 670 $^\circ\text{C}$. Поэтому для оценки σ перегретого жидкого цинка использовали экстраполяцию по уравнению (16).

Плотность жидкого цинка изучена в работах [62, 69, 75-80]. В настоящей работе применен результат оптимизации литературных данных [80] в температурном интервале от 419 до 637 $^\circ\text{C}$:

$$\rho = 6559 - 0,884 \cdot (t - 419,5 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (17)$$

Результат экстраполяции по уравнению (17) на 1227 $^\circ\text{C}$ (5845 kg/m^3) хорошо согласуется с плотностью, рассчитанной для перегретого жидкого цинка при этой же температуре по методу окруженного атома [77] (5949 kg/m^3). Различие составляет 1,8 %.

Поверхностное натяжение жидкого марганца рассмотрено в работах [55, 81-86]. Здесь применяли результат оптимизации литературных экспериментальных данных, выполненный Б. Дж. Кином [55] в интервале температур от 1245 до 1500 $^\circ\text{C}$:

$$\sigma = 1152 - 0,35 \cdot (t - 1245 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (18)$$

Плотность жидкого марганца исследована авторами работ [62, 64, 82, 85-87]. Мы применяли данные [64], полученные в интервале температур 1245-1593 $^\circ\text{C}$ методом затухания γ -излучения:

$$\rho = 5950 - 1,053 \cdot (t - 1245 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (19)$$

Эти результаты хорошо согласуются с результатами измерений [82, 85-87], тогда как данные оптимизации [62] несколько завышены.

Получение и обработка расплавов

Поверхностное натяжение жидких сплавов Cu-Zn изучали в работах [45, 49, 88]. Согласно данным В. М. Чурсина и С. П. Герасимова 1972 г. [45], полученным методом максимального давления в газовом пузырьке в атмосфере гелия, при увеличении концентрации цинка от 0 до 10 ат. %, поверхностное натяжение линейно возрастает от 1250 до 1330 мН/м. Однако σ жидкого цинка ниже, чем меди. Поэтому если рассчитывать σ по аддитивности, то при добавлении цинка к меди поверхностное натяжение должно падать. Либо жидкие сплавы Cu-Zn характеризуются значительными отклонениями от идеальных растворов при температуре эксперимента в работе [45], либо в указанной работе были допущены неточности при измерении σ системы Cu-Zn.

В книге В. М. Чурсина 1982 г. [49] представлены концентрационные зависимости поверхностного натяжения и плотности жидких сплавов систем Cu-Zn и Cu-Mn при температурах 1100 и 1200 °С. Плотность и поверхностное натяжение расплавов Cu-Zn из книги [49] были приведены также в статье [88]. Как показано выше (рис. 3), поверхностное натяжение меди по данным [49] занижено, а плотность меди завышена относительно результатов других исследований. Поэтому данные работы [49] для двойных сплавов на основе меди также нельзя считать достоверными.

В работе [65] пикнометрическим методом определены температурные зависимости плотности жидких сплавов Cu-9,9 %мас. Zn-1,8 %мас. Pb, Cu-34,3 %мас. Zn-1,7 %мас. Pb и Cu-36,5 %мас. Zn-0,7 %мас. Sn (Cu-9,7 ат.% Zn-0,6 ат.% Pb, Cu-34,0 ат.% Zn-0,5 ат.% Pb и Cu-36,0 ат.% Zn-0,4 ат.% Sn, соответственно). Используя эти зависимости и плотность жидких свинца [89] и олова [63] можно оценить плотность расплавов Cu-Zn в предположении идеальных растворов (метод 1):

$$\rho_{\text{Cu-Zn}} = (\rho_{\text{Cu-Zn-Me}} - X_{\text{Me}} \cdot \rho_{\text{Me}}) / (1 - X_{\text{Me}}), \quad (20)$$

где Me – Pb или Sn.

Альтернативно (метод 2) можно рассчитать плотность жидких сплавов Cu-Zn, используя данные для чистых компонентов [63, 80] (уравнения (15) и (17)):

$$\rho_{\text{Cu-Zn}} = X_{\text{Zn}} \cdot \rho_{\text{Zn}} + X_{\text{Cu}} \cdot (1 - X_{\text{Cu}}). \quad (21)$$

Рассчитанные методами 1 и 2 плотности жидких сплавов Cu-10,1%мас. Zn, Cu-34,8%мас. Zn и Cu-36,8%мас. Zn (Cu-9,8 ат.% Zn, Cu-34,2 ат.% Zn и Cu-36,2 ат.% Zn, соответственно) в температурном интервале от 1070 °С до 1250 °С приведены в таблице. Из таблицы видно, что для составов Cu-10,1%мас. Zn и Cu-34,8%мас. Zn результаты расчета по обоим методам хорошо согласуются между собой. Тогда как для сплава Cu-36,8%мас. Zn при температурах выше 1200 °С расхождения между результатами расчета по методам 1 и 2 превышают 300 кг/м³ или 4,4 %. Поскольку второй и третий составы близки между собой, то и плотности для этих составов должны быть близкими. Но близкие значения плотности для сплавов Cu-34,8%мас. Zn и Cu-36,8%мас. Zn достигаются только при расчете по методу 2. Поэтому метод 2 следует признать более надежным для широ-

Плотность жидких сплавов Cu-Zn, рассчитанная по уравнениям (20) (метод 1) и (21) (метод 2), кг/м³

<i>t</i> , °С	10,1 %мас. Zn		34,8 %мас. Zn		36,8 %мас. Zn	
	методы					
	1	2	1	2	1	2
1070	7797	7810	7368	7316	7157	7277
1100	7772	7786	7353	7291	7098	7252
1130	7747	7761	7338	7266	7038	7226
1160	7721	7736	7323	7241	6979	7201
1190	7696	7711	7308	7215	6919	7176
1230	7662	7678	7289	7182	6840	7142
1250	7645	7662	7279	7165	6800	7125

кого интервала концентраций. Тогда как метод 1 пригоден только для оценки плотности первых двух составов. Ошибка при определении ρ жидкого сплава Cu-36,8 %мас. Zn методом 1 может быть связана с тем, что расчет для этого состава проводился из температурной зависимости плотности сплава Cu-36,5 %мас. Zn-0,7 %мас. Sn, а плотности для составов Cu-10,1 %мас. Zn и Cu-34,8 %мас. Zn определялись из ρ сплавов системы Cu-Zn-Pb [65]. Либо добавление 0,7 %мас. олова, в отличие от свинца, к сплаву Cu-Zn при температуре выше 1200 °С приводит к значительным отклонениям от идеальных растворов, либо в работе [65] допущена неточность при определении температурной зависимости плотности жидкого сплава Cu-36,5 %мас. Zn-0,7 %мас. Sn.

Выводы

Таким образом, установлено, что чистые меди и цинк не смачивают оксид алюминия, кварцевое стекло и графит ($\theta > 90$ град.) при перегреве на 200-500 °С выше температуры плавления. Наряду с этим для марганца θ на подложке из Al_2O_3 находится в пределах от 70 до 90°. в интервале температур 1300-1600 °С. Также обнаружено, что как увеличение температуры, так и добавка марганца к меди снижают контактный угол смачивания. Кроме того, проанализированы литературные данные по поверхностному натяжению и плотности жидких Cu, Zn, Mn и сплавов Cu-Zn и Cu-Mn. Установлено, что эти характеристики линейно уменьшаются с температурой. Температурные коэффициенты для меди, цинка и марганца составляют 0,264; 0,1246 и 0,35 мН/(м · °С), для ρ – 0,819; 0,884 и 1,053 кг/(м³ · °С), соответственно.



Список литературы

1. Еременко В. Н., Найдич Ю. В. Змочування рідкими металами поверхнь тугоплавких сполук. К.: Вид-во АН УРСР, 1958. – 60 с.
2. Еременко В. Н., Найдич Ю. В., Носович А. А. Межфазная активность кислорода в системах жидкий металл – твердый окисел // Журн. физ. химии. – 1960. – Т. 34, № 6. – С. 1186-1189.
3. Tangermann I. Beitrag zur Benetzbarkeit in Oxyd- und Karbidsystemen // Neue Hutte. – 1961. – Bd. 6 – S. 767.
4. Найдич Ю. В. Поверхностные явления в расплавах и возникающих из них твердых фазах. Закономерности адгезии и смачиваемости неметаллических тел жидкими металлами. – Нальчик, Кабардино-Балкарское книжное изд-во, 1965. – С. 30-39.
5. Исследования смачиваемости твердых неметаллических тел жидкими сплавами на основе палладия. / В. Ф. Ухов, О. А. Есин, Н. А. Ватолин, Э. К. Дубинин // Физическая химия поверхностных явлений при высоких температурах. К.: Наукова думка, 1971. – С. 139-142.
6. Найдич Ю. В. Контактные явления в металлических расплавах. – К.: Наукова думка, 1972, 196 с.
7. Кузьмин Л. И. Смачивание огнеупорных изделий медью и ее окислами // Огнеупоры. – 1973. – № 12. – С. 30-34.
8. Найдич Ю. В., Журавлев В. С. Адгезия, смачиваемость и взаимодействие титансодержащих расплавов с тугоплавкими окислами // Огнеупоры. – 1974. – № 1. – С. 50-55.
9. Смачивание окислов редкоземельных элементов и иттрия титансодержащими металлическими расплавами / Ю. В. Найдич, В. С. Журавлев, В. А. Дубок, и др. // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1980. – Т. 80, № 6. – С. 39-42.
10. Gallois B., Lupis C. H. P. Effect of Oxygen on Surface Tension of Liquid Copper // Metallurgical Transactions B. – 1981. – V. 12, № 9. – P. 549-557.
11. Naidich J. Wettability of solids by liquid metals. In: Progress in Surface and Membrane Science, 1981, V. 14. – P. 354-484.
12. Chidambaram P. R., Edwards G. R., Olson D. L. A Thermodynamic Criterion to Predict Wettability at Metal-Alumina Interfaces // Metallurgical Transactions B. – 1992. – V. 23, № 4. – P. 215-222.
13. Zhou X. B., De Hosson J. Th. M. Reactive Wetting of Liquid Metals on Ceramic Substrates // Acta Meter. – 1996. – V. 44, № 2. – P. 421-426.
14. Nicholas M. G. Ceramic-Metal Interfaces. In: Surfaces and Interfaces of Ceramic Materials. Edited by L.C. Dufour et al., New York, Kluwer Academic Publishers, 1989. – P. 393-417.

15. Zhang J.X., Chandel R.S., Seow H.P. A Study of Chromium on Wettability of Liquid Copper on Alumina Ceramics // *Int. J. Modern Physics B.* – 2002. – V. 1, № 1-2. – P. 50-56.
16. Kelley J. E., Harris H. M. Contact Angle of Zinc on Some Ceramic Materials and Metals // *Journal of Testing and Evaluation.* – 1974. – V. 2, № 12. – P. 40-43.
17. Kingery W. D. Role of Surface Energies and Wetting in Metal-Ceramic Sealing // *American Ceramic Society Bulletin.* – 1956. – V. 35, № 2. – P. 108-112.
18. Найдич Ю. В., Журавлев В. С. Изучение влияния шероховатости поверхности на ее смачиваемость металлами. Поверхностные явления в расплавах и возникающих из них твердых фазах. – Нальчик, Кабардино-Балкарское книжное изд-во. – 1965. – С. 245-250.
19. Humenik M. Jr., Hall D.W., Van Alsten D.L. Graphite-Base Cermet. A New Materials for Bearing, Electrical and High-Temperature Applications // *Metal Progress.* – 1962. – V. 8, № 2. – P. 101-108.
20. Найдич Ю. В., Колесниченко Г. А. Исследование смачивания графита и алмаза жидкими металлами. Поверхностные явления в расплавах и процессах порошковой металлургии. Киев.: Изд-во АН УССР, 1963. – С. 158-166.
21. Колесниченко Г. А. Исследование смачиваемости и взаимодействия жидких металлов с поверхностью алмаза и графита. Автореф. дисс... канд. техн. наук. К.: ИПМ АН УССР, 1966. – 18 с.
22. Mortimer D. A., Nicholas M. The Wetting of Carbon by Copper and Copper Alloys // *J. Mater. Sci.* – 1970. – V. 5. – № 2. – P. 149-155.
23. Ниженко В. И., Флока Л. И. Контактное взаимодействие графита с жидким железом и расплавами на основе железа // *Порошковая металлургия.* – 1974. – № 6. – С. 64-71.
24. Костиков В. И., Варенков А. Н. Взаимодействие металлических расплавов с углеродными материалами. М.: Металлургия, 1981. – 184 с.
25. Об исследовании смачиваемости твердых тел металлическими расплавами при сверхвысоких давлениях / Ю. В. Найдич, В. М. Перевертайло, О. Б. Логинова, и др // *Поверхностные свойства расплавов.* – Киев.: Наук. думка. 1982. – С. 189-193.
26. Смачивание природного графита медными сплавами / Н. В. Кишкопаров, В. П. Ченцов, И. В. Фришберг и др. // *Порошковая металлургия.* – 1984. – № 11. – С. 60-62.
27. Смачиваемость разных граней алмаза металлами, химически инертными к углероду / Ю. В. Найдич, В. М. Перевертайло, О. Б. Логинова и др. // *Сверхтвердые материалы.* – 1985. – № 4. – С. 17-18.
28. Шульженко А. А. Механизм образования алмазов. В кн.: *Поликристаллические материалы на основе синтетических алмазов и кубического оксида бора.* – Киев.: Ин-т сверхтвердых материалов АН УССР, 1990. – С. 5-11.
29. Поверхностные свойства расплавов и твердых тел и их использование в материаловедении. / Ю.В. Найдича. Киев.: Наук. думка, 1991, 275 с.
30. DeVincent S. M., Ellis D.L., Michal G. M. Graphite/Copper Alloy Interfacial Energies Determined Using the Sessile Drop Method // *National Aeronautics and Space Administration.* – 1991. – Report 187087.
31. Interaction Between Ti or Cr Containing Copper Alloys and Porous Graphite Substrate / N. Sobczak., J. Sobczak, P. Gohadgi et al. // *Proc. Int. Conf. "High Temperature Capillarity.* 29 June – 22 July 1997, Cracow, Poland. – P. 145-152.
32. Влияние ионного облучения на смачивание поверхности графита жидкой медью / И. Пашков, О. Кустова, И. Родин и др. / 8-я международная конференция «Взаимодействие излучений с твердым телом», 23-25 сентября 2009 г., Минск, Беларусь. – С. 189-191.
33. Влияние легирующих элементов на смачивание углеграфита медными сплавами / В. А. Гулевский, Ю.А. Мухин, А.Н. Загребини др. // *Заготовительное производство в машиностроении.* – 2009. – № 6. – С. 45-48.
34. Shinozaki N., Suenaga M., Mukai K. Wettability of Zirconia and Alumina by Molten Zinc // *Materials Transactions JIM.* – 1999. – V. 40, № 1. – P. 52-56.
35. Смачиваемость расплавом цинка графита в условиях высокого давления / А. А. Шульженко, И.Ю. Игнатьева, А.С. Осипов, Т. И Смирнова // *Сверхтвердые материалы.* – 1999. – № 2. – С. 33-36.
36. Beruto D., Barco L., Passerone A. Oxides and Oxide Films. Edited by A.K. Vijn. Marcel Dekker Inc., NY, 1981, V. 6. – P. 1-84.
37. The Wettability of Copper-Manganese Alloys on Alumina and Their Potential as Direct Brazing Filler Metals / A. Meier, V. Gabriel, P.R. Chidambaram, G.R. Edwards // *Materials and Manufacturing Processes.* – 1995. – V. 10, № 4. – P. 625-641.
38. Wettability and Reaction of Alumina with Molten Manganese / N. Shinozaki, N. Fukami, H. Kaku, K. Mukai // *J. Japan Inst. Metals.* – 1999. – V. 63, № 8. – P. 1009-1014.
39. Influence of Pores on Wetting of Alumina- and Zirconia-base Ceramics by Molten Manganese

- / N. Shinozaki, H. Kaku, T. Noboritate, K. Mukai // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2003. – V 34, № 1. – P. 183-185.
40. Физико-химические свойства окислов. / Г. В. Самсонов, А. Л. Борисова, Т. Г. Жидкова и др. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
41. McDonald J. E., Eberhart J. B. Adhesion in Aluminum Oxide-Metal Systems // Trans. Metall. Soc. AIME. – 1965. – V. 233, № 3. – P. 512-517.
42. Li J. -G. Wetting and Interfacial Bonding of Metals with Ionocovalent Oxides // Journal of the American Ceramic Society. – 1992. – V. 75, № 11. – P. 3118-31126.
43. Царевский Б. В., Попель С. И. Адгезия бинарных расплавов на основе железа к твердой окиси алюминия. / Поверхностные явления в металлах и сплавах и их роль в процессах порошковой металлургии. – Киев.: Изд-во АН УССР, 1961. – С. 146-154.
44. Никитин Ю. П., Беляева Е. В., Третьяков С. В. Контактное взаимодействие расплавленных металлов подгруппы железа с графитом // Порошковая металлургия. – 1979. – № 1. – С. 72-74.
45. Чурсин В. М., Герасимов С. П. Влияние химического состава на поверхностное натяжение оловянных бронз // Технология, теплотехника и автоматизация металлургического производства. – Московский вечерний металлургический институт. – 1972. – Вып. 12. – С. 121-123.
46. Lee J., Shimoda W., Tanaka T. Surface Tension and its Temperature Coefficient of Liquid Sn-X (X=Ag, Cu) Alloys // Materials Transactions. – 2004. – V. 45, № 9. – P. 2864-2870.
47. Calculation of the surface tension of liquid copper from atomistic Monte Carlo simulations / E. Bourasseau, A.-A. Homman, O. Durand et al. // The European Physical Journal B. – 2013. – V. 86, № 251. – P. 1-8.
48. Brillo J., Egry E. Surface tension of nickel, copper, iron and their binary alloys // J. Mater. Sci. – 2005. – V. 40. – P. 2213-2216.
49. Чурсин В. М. Плавка медных сплавов. (Физико-химические и технологические основы). М.: Металлургия, 1982. – 152 с.
50. Measurement of surface tension of molten copper using the free-fall oscillating drop method / Matsumoto T., Fujii H., Ueda T. et al. // Meas. Sci. Technol. – 2005. – V. 16. – P. 432-437.
51. Surface Tension Measurement of Molten Metal Using a Falling Droplet in a Short Drop Tube / Matsumoto T., Fujii H., Ueda T. et al. // Transactions of JWRI. – 2005. – V. 34, № 2. – P. 29-33.
52. Novakovic R., Ricci E., Giuranno D., Passerone A. Surface and transport properties of Ag-Cu liquid alloys // Surface Science. – 2005. – V. 576. – P. 175-187.
53. Influence of iron on the surface tension of copper / B. Oleksiak, G. Siwiec, A. Blacha, J. Lipart // Archives of Materials Science and Engineering. – 2010. – V. 44, № 1. – P. 39-42.
54. Surface tension of liquid Al-Cu binary alloys / J. Schmitz, J. Brillo J., I. Egry, R. Schmid-Fetzer // Int. J. Mater. Res. – 2009. – V. 100, № 11. – P. 1529-1535.
55. Keene B.J. Review of data for the surface tension of pure metals // International Materials Reviews. – 1993. – V. 38, № 4. – P. 157-191.
56. Shen P., Fujii H., Matsumoto T., Nogi K. Influence of substrate crystallographic orientation on the wettability and adhesion of α -Al₂O₃ single crystals by liquid Al and Cu // J. Mater. Sci. – 2005. – V. 40, № 9-10. – P. 2329-2333.
57. Brillo J., Egry E. Density and excess volume of liquid copper, nickel, iron and their binary alloys // Z. Metallkd. – 2004. – V. 95, № 8. – P. 691-697.
58. Brillo J., Egry I., Ho I. Density and Thermal Expansion of Liquid Ag-Cu and Ag-Au Alloys // International Journal of Thermophysics. – 2006. – V. 27, № 2. – P. 494-506.
59. Brillo J., Egry I., Matsushita T. Density and excess volumes of liquid copper, cobalt, iron and their binary and ternary alloys // Int. J. Mater. Res. – 2006. – V. 97, № 11. – P. 1526-1532.
60. Lohöfer G., Brillo J., Egry I. Thermophysical Properties of Undercooled Liquid Cu-Ni Alloys // International Journal of Thermophysics. – 2004. – V. 25, № 5. – P. 1535-1550.
61. Watanabe S., Saito T. Densities of Binary Copper-Based Alloys in the Liquid State // Journal of Japan Institute of Metals. – 1971. – V. 35, № 6. – P. 554-560.
62. Yaws C. L. Liquid Density of the Elements // Chemical Engineering. – 2007. – № 11. – P. 44-46.
63. Assael M. J., Kalyva A. E., Antoniadis K. D. Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Copper and Liquid Tin // J. Phys. Chem. Ref. Data. – 2010. – V. 39, № 3. – P. 033105-1 – 033105-8.
64. Nasch P. M., Steinemann S. G. Density and Thermal Expansion of Molten Manganese, Iron, Nickel, Copper, Aluminum and Tin by Means of the Gamma-Ray Attenuation Technique // Physics and Chemistry of Liquids. – 1995. – V. 29, № 1. – P. 43-58.
65. Ruud C. O., Hepworth M. T., Fernandez J. M. Copper and Copper Alloy Density Measurements // Metallurgical Transactions B. – 1975. – V. 6. – P. 351-352.
66. El-Mehairi A. E., Ward R. G. A New Technique for Determination of Density of Liquid Metals: Application to Copper // Trans. Metall. Soc. AIME. – 1963. – V. 227. – P. 1226-1229.

67. Von Krause W., Sauerwald F. Über die Dichte des flüssigen Goldes und flüssiger Gold-Kupfer- und Silber-Kupferlegierungen // Z. Anorg. Allg. Chem. – 1929. – V. 181. – P. 347-352.
68. Gorges E. Bestimmung der Dichte und Oberflächenspannung von levitierten flüssigen Metallegierungen am Beispiel des Systems Kupfer-Nickel, Ph. D. Thesis, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, Germany, 1996. – 123 p.
69. Pstrus J., Moser Z., Gasior W. Surface properties of liquid In-Zn alloys // Applied Surface Science. – 2011. – V. 257. – № 9. – P. 3867-3871.
70. Pelzel E. // Berg. Huttenmann. Montatsh. – 1948. – Bd. 93. – P. 247-254.
71. Krause W., Sauerwald F., Michalke M. Die Oberflächenspannung geschmolzener Metalle und Legierungen Die Oberflächenspannung von Gold, Zink, Gold-Kupfer-, Silber-Kupfer- und Eisenlegierungen // Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie. – 1929. – V. 181. – № 1. – P. 353-371.
72. Pelzel E., Sauerwald E. // Z. Metallk. – 1941. – V. 33. – P. 229-232.
73. The Temperature Coefficient of the Surface Tension of Pure Liquid Metals / K. Nogi, K. Ogino, K. McLean, W. A. Miller // Metallurgical Transactions B. – 1986. – V. 17. – P. 163-170.
74. Bircumshaw L. L. The Surface Tension of Liquid Metals. – Part II. The Surface Tension of Bismuth, Cadmium, Zinc, and Antimony // Philosophical Magazine. – 1927. – V. 3. – P. 1286-1294.
75. Kucharski M. Density and surface tension of Sn-Zn alloys // Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo. – 1977. – V. 3. – № 3. – P. 329-345.
76. Thermal Properties and Wetting Behavior of High Temperature Zn-Al-In Solders / T. Gancarz, Pstrus J., Fima P., Mosinska S. // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2012. – V. 21. – № 5. – P. 599-605.
77. Belashchenko D. K. Computer Simulation of Liquid Zinc // High Temperature. – 2012. – V. 50. – № 1. – P. 61-69.
78. Liu Y. H. Density and Viscosity of Molten Zn-Al Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2006. – V. 37. – P. 2767-2771.
79. Wang L., Xian A., Shao H. Density measurement of liquid indium and zinc by the γ -ray attenuation method // High Temperatures – High Pressures. – 2003/2007. – V. 35/36. – P. 659-665.
80. Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Cadmium, Cobalt, Gallium, Indium, Mercury, Silicon, Thallium, and Zinc / Assael M.J., Armyra I.J., Brillo J. et al. // J. Phys. Chem. Ref. Data. – 2012. – V. 41. – № 3. – P. 033101-1–033101-16.
81. Shinozaki N., Sonoda M., Mukai K. Wettability, Surface Tension, and Reactivity of the Molten Manganese/Zirconia-Yttria Ceramic System // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – V. 29. – P. 1121-1125.
82. Гельд П. В., Акшенцев Ю. Н., Баум Ю. А. Влияние кремния на поверхностные свойства силикомарганца и ферросиликомарганца. В кн.: Физическая химия поверхностных явлений при высоких температурах. – Киев.: Наукова думка, 1971. – С. 102-106.
83. Allen B. C. The Surface Tension of Liquid Chromium and Manganese // Trans. Metall. Soc. AIME. – 1964. – V. 230. – № 6. – P. 1357-1361.
84. Офицеров А. А. Поверхностное натяжение расплавов Fe-Cr-Mn // Известия АН СССР. Металлы. – 1971. – № 4. – С. 91-92.
85. Попель С. И., Царевский Б. В., Джемилев Н. К. Изотермы плотности и поверхностного натяжения расплавов железа с марганцем // Физика металлов и металловедение. – 1964. – Т. 18. – № 3. – С. 468-470.
86. Цуладзе Т. А., Хантадзе Д. В. Поверхностное натяжение и молярный объем двойных расплавов марганца с лантаном и церием // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1984. – Т. 13. – С. 27-31.
87. Saito T., Shiraishi Y., Sakuma Y. Density Measurement of Molten Metals by Levitation Technique at Temperatures between 1800° and 2200°C // Trans. Iron Steel Inst. Japan. – 1969. – V. 9, № 2. – P. 118-123.
88. Hamani M. S., Laissaoui R. Role of Tin and Zinc on the Properties of Liquid Copper // Asian Journal of Informational Technology. – 2006. – V. 5. – № 12. – P. 1351-1355.
89. Reference data for the density and viscosity of liquid antimony, bismuth, lead, nickel and silver / M. J. Assael, A. E. Kalyva, K. D. Antoniadis et al. // High Temperatures-High Pressures. – 2012. – V. 41. – P. 161–184.

Поступила 24.11.2014

**Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий,
Ф. С. Крейденко**

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев

СТРУКТУРНО-ХИМИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ РАФИНИРОВОЧНЫХ ШЛАКОВ ПРИ КОВШЕВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ

В рамках феноменологической теории строения металлургических фаз по модели гармонических структур вещества проведен анализ структурно-химического состояния алюмосиликатных шлаковых расплавов и механизма рафинирования при ковшевой обработке стали. Определены оптимальные составы ковшевых рафинировочных шлаков, отвечающие низкоглиноземистой эвтектике на базе алюмосиликата кальция $6\text{CaOAl}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$ с основностью $B^0 = 1,87$ и $T_{пл} \sim 1250^\circ\text{C}$, обладающие высокой адсорбционной емкостью по сере ($A_s \sim 4,0\%$). Предложены твердые шлакометаллические смеси для замены ТШС, обеспечивающие исключение применения экологически вредного CaF_2 при сокращении расхода CaO .

Ключевые слова: шлак, металлургические фазы, расплав, алюмосиликаты, структурный анализ, эвтектика, сталь, рафинирование.

В рамках феноменологічної теорії будови металургійних фаз по моделі гармонійних структур речовини проведено аналіз структурно-хімічного стану алюмосилікатних шлакових розплавів і механізму рафінування при ковшовій обробці сталі. Визначено оптимальний склад ковшових рафінувальних шлаків, що відповідає низькоглиноземистій евтектиці на базі алюмосилікату кальцію $6\text{CaOAl}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$ з основністю $B^0 = 1,87$ і $T_{пл} \sim 1250^\circ\text{C}$, які мають високу адсорбційну ємність по сірці $A_s \sim 4,0\%$. Запропоновано тверді шлакометалеві суміші для заміни ТШС, що забезпечують виключення застосування екологічно шкідливого CaF_2 при скороченні витрат CaO .

Ключові слова: шлак, металургійні фази, розплав, алюмосилікати, структурний аналіз, евтектика, сталь, рафінування.

By means of the phenomenological theory of a construction metallurgical phases on model of harmonious structures of substance the analysis of a structurally-chemical condition alumina-silicate slag melts and the mechanism of refining at ladle steel treatment is carried. Optimum compositions of the dipper refiner slags, answering low- aluminous eutectic on the basis of calcium aluminum silicate $6\text{CaOAl}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$ with basicity $B^0 = 1,87$ and melting temperature $\sim 1250^\circ\text{C}$, possessing high adsorptive capacity on sulphur ($A_s \sim 4,0\%$) are defined. The firm slag-metal mixes for replacement solid slag alloys, providing exclusion application of the ecologically harmful CaF_2 at the charge abbreviation of CaO are offered.

Keywords: slag, metallurgical phases, melt, aluminum silicates, structural analysis, eutectic, steel, refining

В концепции создания современных металлургических технологий актуальной задачей является исследование процессов шлакообразования и структурно-химического взаимодействия в гетерогенной системе металл-шлак-газ, для решения которой необходимо проведение классификации и структуризации ковшевых шлаков, что позволяет определять оптимальные составы шлаковых систем с высокой жидкотекучестью и адсорбционной емкостью, а также механизм рафинирования жидкого металла.

Цель настоящей работы – анализ структурно-химического состояния шлаковых расплавов и механизма рафинирования в рамках феноменологической теории строения металлургических фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС-фаз) для повышения эффективности ковшевой обработки стали.

Основные положения и методические разработки теории МГС-фаз [1,2] включают:

- определение длины и энергии химической связи элементов по квантово-механическим параметрам, рассчитанным согласно радиально-орбитальной модели электронного строения атомов (модель РОМ-атом) [3];

- построение новым графо-аналитическим методом (ПДС-метод) информационно емких полигональных диаграмм состояния (ПДС) двойных и тройных металлургических систем для жидких и твердых компонентов во всем интервале концентраций [4-5];

- структурно-химический анализ исходных компонентов и промежуточных фаз металлургических систем, определяющий их стехиометрический и химический состав, температуры образования и плавления, области гомогенности и структурное состояние твердых и жидких растворов (СХС-анализ) [6];

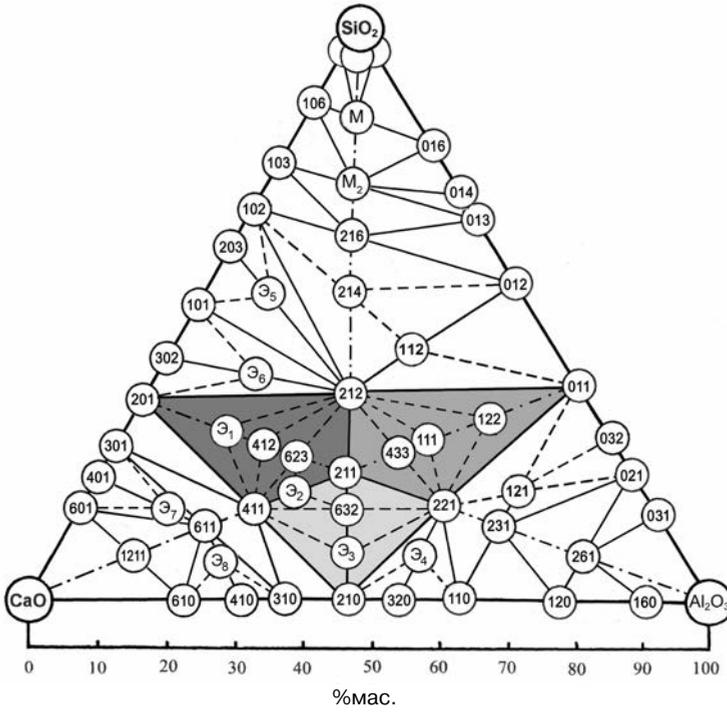
- анализ стохастических металлургических систем с помощью балансовых уравнений суммарных структурно-химических реакций, позволяющий рассчитать оптимальные расходные коэффициенты присадочных материалов, адсорбционную емкость шлака и степень рафинирования металла в процессах шлакообразования и рафинирования стали (СМС-анализ) [7].

Классификация и структуризация ковшевых шлаков

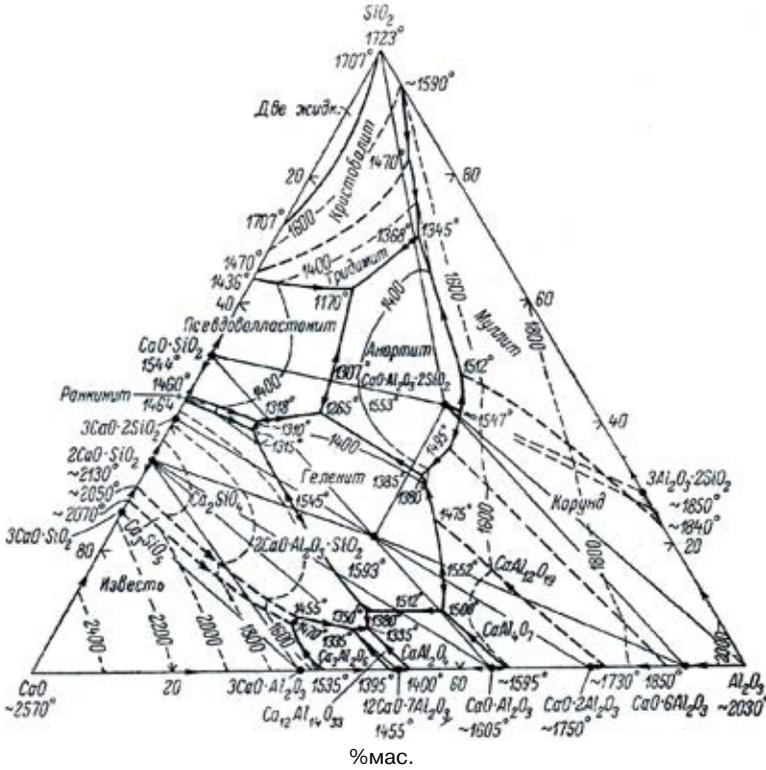
Системным классификатором для определения стехиометрического, химического и фазового составов ковшевых шлаков при производстве спокойных и полуспокойных сталей является полигональная диаграмма состояния $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, построенная ПДС-методом на базе бинарных систем $\text{SiO}_2\text{-CaO}$, $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$, $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$. Разработка расчетных методик построения диаграмм состояния, как теоретической базы физико-химического анализа металлургических систем (металлических и шлаковых), является важной задачей современной теории металлургических процессов. Сложность ее решения состоит в отсутствии общей (феноменологической) теории диаграмм состояния, позволяющей прогнозировать процессы взаимодействия и структурообразования металлургических фаз в твердом и жидком состояниях по физико-химическим параметрам исходных компонентов при заданных температурах.

Суть предлагаемого нами ПДС-метода [4-6] в том, что структурно-химические реакции образования промежуточных фаз изображаются на плоскости чертежа прямыми линиями (квазибинарные системы) между фигуративными точками исходных компонентов или сингулярными точками промежуточных фаз. В точках пересечений прямых линий образуются узловые (УПФ), на плоскостях между ними – триангуляционные (ТПФ) промежуточные фазы. В качестве фигуративных выступают критические точки изоструктурных состояний исходных компонентов (мезоморфные системы). Двойные диаграммы состояния строят на плоскости прямоугольника в координатах температура - концентрация. На ординатах чистых компонентов обозначаются все известные критические точки структурных превращений в твердом и жидком состояниях. Концентрационное поле бинарной диаграммы между фигуративными точками исходных компонентов разделяется на три зоны – газообразная, жидкая, твердая.

Принципиальным отличием ПДС-метода от известных теоретических методов расчета диаграмм состояния [8] является определение условий образования первичной промежуточной фазы. Первичная промежуточная фаза (ППФ) образуется в твердом или жидком состоянии, плавится конгруэнтно, состоит из минимального числа частиц, максимально плотно упакованных. Для бинарных систем ППФ условно разделяет диаграмму на две квазибинарные системы с исходными компонентами, в которых образуются вторичные фазы на базе одного и другого исходного компонента. На рисунке, а показана полигональная диаграмма тройной системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$,



а



б

Система $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$: а – полигональная диаграмма состояний; б – классическая диаграмма

построенная новым графо-аналитическим методом во всем интервале концентраций [5]. Полигональная диаграмма системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ представлена в виде равнобедренного треугольника, в вершинах которого находятся исходные компоненты, на ребрах – промежуточные фазы бинарных систем $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$, CaO-SiO_2 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Трехзначные числа для условного обозначения промежуточных фаз, из которых первые цифры отвечают стехиометрическим коэффициентам для CaO , вторые – Al_2O_3 , третьи – SiO_2 . Область первичных промежуточных фаз в центральном треугольнике 201-210-011, образовавшемся на базе линейных систем первичных промежуточных фаз бинарных систем разделяет концентрационное поле на три зоны у вершин общего треугольника: 201- CaO -210, 210- Al_2O_3 -011, 011- SiO_2 -201. Всего в системе существует 30 промежуточных фаз, в том числе 8 эвтектик, в то время как на классической диаграмме [9] (рисунок, б) наблюдаются только две промежуточные фазы – геленит ($2\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$) и анортит ($\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{2SiO}_2$), причем состав и температуры эвтектик не определены.

В таблице 1 представлена, полученная на основе анализа полигональной диаграммы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, классификация алюмосиликатов кальция, включающая: стехиометрический и химический составы, основность и модуль, условные обозначения, температуры образования и плавления промежуточных фаз во всех зонах концентрационного поля диаграммы. Следует отметить, что на классической (рисунок, б) диаграмме обнаружено 18 промежуточных фаз, из которых идентифицированы лишь геленит и анортит, тогда как на ПДС (рисунок, а) для всех промежуточных фаз определены их составы. Промежуточная фаза (121-ГЛ), обнаруженная в точке пересечения линейных систем 110-011 и 010-101, получила название глинозит, которая с геленитом и аносовитом образуют триангуляционную фазу – пироксен (111-ПР), входящий в состав сталеплавильных шлаков.

Алюмосиликатные сталеплавильные шлаки являются полимерными образованиями, состоящие из сеткообразующих (Al, Si) и сеткоразрушающих (Ca) катионов, объединенных с кислородом в ионно-молекулярный комплекс [10]. Структурный ионно-молекулярный комплекс (СИМ-комплекс) существует в двух модификациях: полигональные ячейки (ПГЯ) в виде двухмерных полимерных сеток или трехмерных полиэдрических ячеек (ПДЯ) конечного размера и заданного стехиометрического состава.

Стехиометрический состав, структурные формулы и геометрические параметры СИМ-комплексов исходных компонентов и первичных промежуточных фаз представлены в таблице 2. Исходные компоненты CaO образуют электронейтральные, а SiO_2 и Al_2O_3 электроотрицательные ячейки с максимально плотной упаковкой. Плотность упаковки S_0 определяют из отношения площади к числу частиц N полигональной ячейки.

Геометрические размеры СИМ-комплексов рассчитаны по квантово-механическим и химическим параметрам элементов по данным работы [3]. Первичные промежуточные фазы бинарных и тройных систем существуют в электронейтральном состоянии, кроме силлиманита с четырьмя отрицательными зарядами $(\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{12})^{4-}$. Полигональные ячейки являются отдельными звеньями полимерной сетки конечного размера, из которых образуются кольцевые или трехмерные структуры (полиэдрические ячейки), определяющие тип структурно-химических реакций взаимодействия шлака и металла.

Механизм рафинирования при ковшевой обработке стали

В сталеразливочном ковше формируют покровный шлак, рафинировочная способность которого определяется двумя физико-химическими критериями: легкоплавкость и адсорбционная емкость. Легкоплавкость шлака зависит от степени его эвтектичности, когда достигается максимальная жидкотекучесть при температурах металлического расплава. Адсорбционная емкость шлака зависит от степени его активированного состояния. Степень активированного состояния шлака определяется числом свободных химических связей, вступающих в реакции с примесными

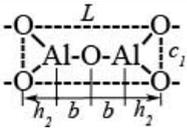
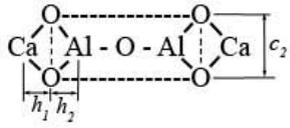
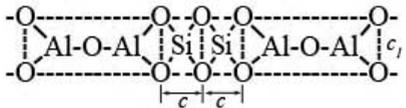
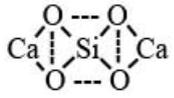
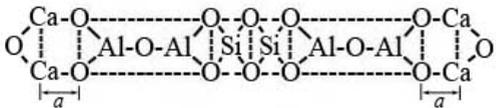
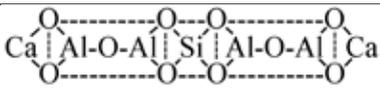
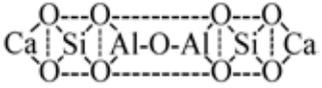
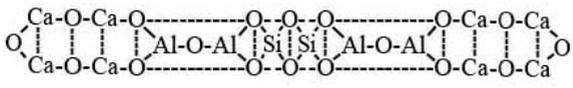
Получение и обработка расплавов

Таблица 1. Классификация тройных фаз системы CaO-Al₂O₃-SiO₂*

Стехиометрический состав	Химический состав, %мас.			Условные обозначения	В	М	Температура, °С	
	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂				образования	плавления
Область ППФ (2CaOAl ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -2CaOSiO ₂)								
2CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	40,9	37,2	21,9	2.1.1(ГН)	1,87	0,69	900	1600
2CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	29,8	54,2	16,0	2.2.1	1,87	0,42	1100	1500
2CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	33,5	30,5	36,0	2.1.2	0,93	0,50	1000	1400
4CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	58,0	26,4	15,6	4.1.1	3,73	1,38	1200	1500
6CaO3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	44,1	40,2	15,7	6.3.2	2,8	0,79	1200	1500
4CaO3Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	31,5	43,1	25,4	4.3.3	1,24	0,46	н.д.	1450
6CaO2Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	46,7	28,3	25,0	6.2.3	1,87	0,88	1250	1250
4CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	50,2	22,9	26,9	4.1.2	1,87	1,00	1050	1350
6CaOAl ₂ O ₃ 3SiO ₂	54,4	16,5	29,1	6.1.3(Э ₁)	1,87	1,20	1200	1300
3CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	50,9	30,9	18,2	3.1.1(Э ₂)	2,8	1,04	1300	1350
CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	25,7	46,8	27,5	1.1.1(ПП)	0,93	0,35	1100	1500
CaO2Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	14,7	53,7	31,6	1.2.2	0,47	0,17	1400	1400
6CaO3Al ₂ O ₃ SiO ₂	47,9	43,6	8,5	6.3.1(Э ₃)	5,6	0,92	1400	1400
Область Al ₂ O ₃ (2CaOAl ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ SiO ₂)								
2CaO6Al ₂ O ₃ SiO ₂	14,3	78,1	7,6	2.6.1	1,87	0,17	1500	1800
2CaO3Al ₂ O ₃ SiO ₂	23,4	64,0	12,6	2.3.1	1,87	0,30	1400	1600
CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	17,5	63,8	18,7	1.2.1 (ГЛ)	0,93	0,21	н.д.	1550
5CaO4Al ₂ O ₃ SiO ₂	37,5	54,5	8,0	5.4.1(Э ₄)	4,67	0,60	1500	1500
Область SiO ₂ (Al ₂ O ₃ SiO ₂ -SiO ₂ -2CaOSiO ₂)								
2CaOAl ₂ O ₃ 48SiO ₂	3,6	3,4	93,0	2.1.48 (М ₁)	0,038	0,030	1700	1700
2CaOAl ₂ O ₃ 18SiO ₂	8,7	7,9	83,4	2.1.18 (М/ М ⁰)	0,10	0,09	1600	1700/ 2100
2CaOAl ₂ O ₃ 9SiO ₂	14,9	13,5	71,6	2.1.9 (М ₂)	0,21	0,17	1700	1700
2CaOAl ₂ O ₃ 6SiO ₂	19,5	17,8	62,7	2.1.6	0,31	0,24	1475	1475
2CaOAl ₂ O ₃ 4SiO ₂	24,7	22,5	52,8	2.1.4	0,47	0,33	н.д.	1400
CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	20,1	36,7	43,2	1.1.2 (АН)	0,47	0,25	н.д.	1500
4CaOAl ₂ O ₃ 5SiO ₂	35,8	16,3	47,9	4.1.5 (Э ₅)	0,75	0,55	1300	1300
5CaOAl ₂ O ₃ 4SiO ₂	45,0	16,4	38,6	5.1.4(Э ₆)	1,17	0,82	1350	1350
Область CaO (2CaOSiO ₂ -CaO-2CaOAl ₂ O ₃)								
3CaOAl ₂ O ₃ 3SiO ₂	37,3	22,7	40,0	3.1.3 (ГР)	0,93	0,60	1450	1450
12CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	80,6	12,2	7,2	12.1.1	11,2	4,1	1700	2200
10CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	68,0	24,8	7,2	10.2.1 (Э ₈)	9,3	2,1	1800	1900
6CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	67,5	20,5	12,0	6.1.1	5,6	2,1	1400	1800
10CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	71,6	13,0	15,4	10.1.2 (Э ₇)	4,67	2,52	1900	1800

* условные обозначения: Э – эвтектика; ППФ – первичная промежуточная фаза; ГН – геленит, ГЛ – глинозит, АН – анортит; ПР – пироксен, ГР – гроссуляр; В = CaO/SiO₂; М = CaO/SiO₂+Al₂O₃ – основность и модуль шлака, соответственно

Таблица 2. Структуризация шлаковых расплавов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2^*$

Формульный состав		СИМ - комплексы
стехиометрический	структурный	Геометрические параметры полигональных ячеек, нм; $a = 0,153, b = 0,145, c = 0,200, c_1 = 0,205,$ $d = 0,108, h_1 = 0,108, h_2 = 0,105$
Al_2O_3	$(\text{Al}_2\text{O}_5)^{4-}$ $N=7,$ $S_0=0,009$ $L=0,481$	
$2\text{CaOAl}_2\text{O}_3$	$(\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{O}_5)^0$ $N=9,$ $S_0=0,0144$ $L=0,500$	
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$	$(\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{12})^{4-}$ $N=18,$ $S_0=0,0179$ $L=1,40$	
2CaOSiO_2	$(\text{Ca}_2\text{SiO}_4)^0$ $N=7,$ $S_0=0,009$ $L=0,20$	
$2\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$ (ГН)	$(\text{Ca}_4\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{14})^0$ $N=24,$ $S_0=0,0155$ $L=1,71$	
$2\text{CaO}2\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$	$(\text{Ca}_2\text{Al}_4\text{SiO}_{10})^0$ $N=17,$ $S_0=0,0157$ $L=1,20$	
$2\text{CaOAl}_2\text{O}_32\text{SiO}_2$	$(\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_9)^0$ $N=15,$ $S_0=0,013$ $L=0,90$	
$4\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$	$(\text{Ca}_8\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{18})^0$ $N=32, S_0=0,0155$ $L=2,32$	

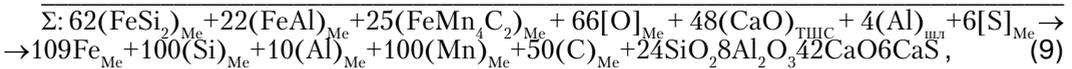
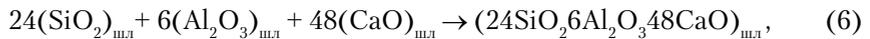
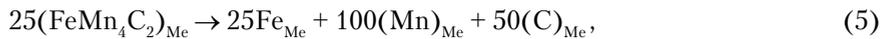
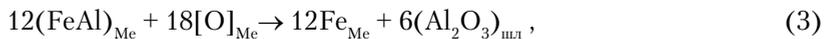
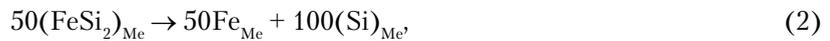
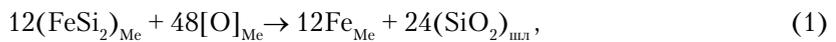
* N – число частиц; L – длина (нм); S_0 – относительная плотность упаковки ячейки (нм²)

элементами жидкого металла с образованием химических соединений (оксиды, сульфиды и др.), растворимых в гомогенном шлаковом расплаве. Активированное состояние достигается термическим или химическим способом, когда при высоких перегревах разрываются связи, либо освобождаются за счет реакций окисления – восстановления химически активных элементов. Сталеплавильные шлаки относятся к окисным системам с ионным типом химических связей катионов

Получение и обработка расплавов

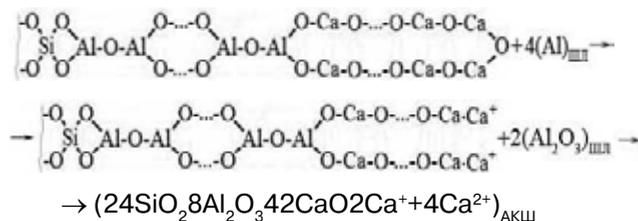
(Si, Al, Ca) с кислородом, которые освобождаются за счет реакций раскисления при взаимодействии с элементами, обладающими большим химическим сродством к кислороду. Термические воздействия существуют только при высоких температурах, причем с понижением температуры старые связи возобновляются.

Для ковшевой обработки конверторной стали, раскисленной кремнием и алюминием, в соответствии с полигональной диаграммой системы CaO-Al₂O₃-SiO₂ (рисунке 1, а) рафинировочными шлаками являются эвтектические составы: Э₁ (6CaOAl₂O₃3SiO₂) – низкоглиноземистые при 16,5 % Al₂O₃ с основностью В⁰ = 1,87 и температурой плавления 1250 °С; Э₂ (3CaOAl₂O₃SiO₂) – среднеглиноземистые при 30,9 % Al₂O₃, В⁰ = 2,8, T_{пл} = 1300 °С; Э₃ (6CaO3Al₂O₃SiO₂) – высокоглиноземистые при 43,6 % Al₂O₃, В⁰ = 5,6, T_{пл} = 1450 °С. Оптимальные составы рафинировочных шлаков с максимальной жидкотекучестью и адсорбционной емкостью отвечают тройной низкоглиноземистой эвтектике 6CaOAl₂O₃3SiO₂. Механизм шлакообразования и рафинирования (раскисление и десульфурация) при ковшевой обработке спокойных марок сталей описывается последовательным рядом структурно-химических реакций:



где FeSi₂ – ФС45, FeAl – ФА30; FeMn₄C₂ – ФМн70; Al – АВ-87; реакции (1-5) – раскисления и легирования стали кремнием (ФС45), алюминием (ФА30) и ферромарганцем (ФМн70); реакция (6) – шлакообразование, реакция (7) – активирование шлака, реакция (8) – адсорбция серы из металла, реакция (9) – балансовая.

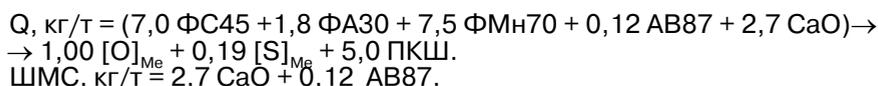
Ковшевой шлак, полученный по реакции (6) отвечает эвтектическому составу (Э₁) с высокой жидкотекучестью, но не обладает реакционной (адсорбционной) активностью вследствие наличия насыщенных ионных связей химических элементов. Реакционная способность ковшевого шлака появляется в результате его активирования посредством раскисления алюминием при сохранении центрально-симметричной структуры полигональной ячейки, сокращенная форма записи которой приведена ниже:



Химический состав покровного ковшевого шлака (ПКШ) в соответствии с уравнением реакции (9) содержит (%мас.): 28,6 SiO₂ + 16,2 Al₂O₃ + 46,7 CaO + 8,5 CaS

Получение и обработка расплавов

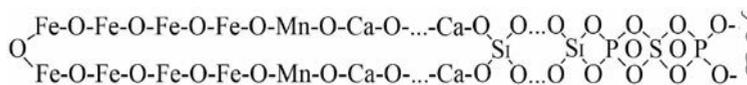
при основности $V^0 = 1,63$, $M = 1,23$ и адсорбционной емкости по сере $A_s = 3,8\%$, что в 3-4 раза превышает адсорбционную емкость ($A_s = 0,5-1,0$) обычного ковшевого шлака на основе ТШС, содержащего $80\% \text{CaO} + 20\% \text{CaF}_2$ при расходе 5,0-10,0 кг/т жидкого металла. Балансовая реакция (9) позволяет определить удельные расходы присадочных материалов – ферросплавов (Q) и шлакообразующих (ШМС), степень раскисления и десульфурации, химический состав стали:



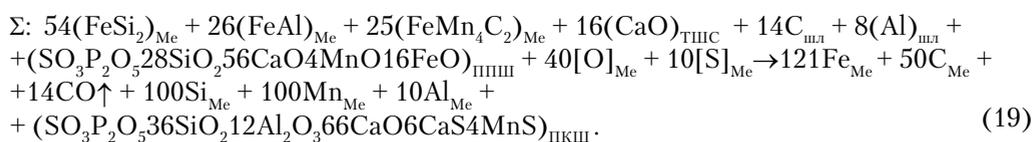
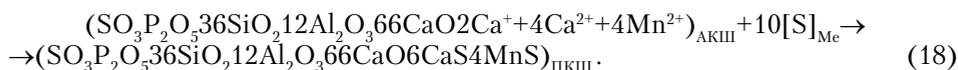
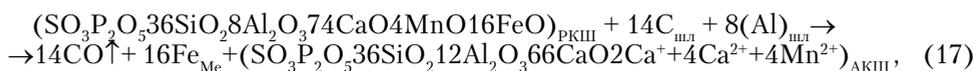
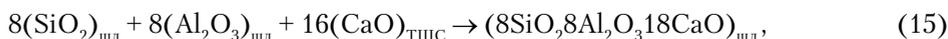
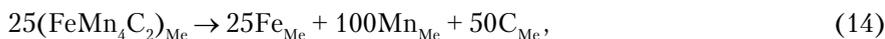
Химический состав полупродукта на выпуске содержит (%мас.):
0,03C + 0,02 Si + 0,08Mn + 0,01 P + 0,025 S.

Химический состав стали с учетом полупродукта на выпуске содержит (%мас.):
0,009 C + 0,30 Si + 0,63 Mn + 0,027 Al + 0,006 S + 0,01 P.

Полученные результаты относятся к случаю полной отсечки плавильного шлака при выпуске металла в стальковш. При выпуске плавки из конвертера в стальковш попадает не менее 5,0 кг/т плавильного шлака с высокой окисленностью [11], раскисление которого требует дополнительных присадочных материалов (коксик, алюминий вторичный и др.), а для раскисления и легирования металла: ФС45, ФА30, ФМн70. Плавильные шлаки образуются на базе белита и алита [12] с высокой основностью $V^0 \geq 2$ и температурой ликвидуса 1400-1600 °С. Для шлака на базе белита, содержащего (%мас.): 0,10 SO_3 + 0,70 P_2O_5 + 26,6 SiO_2 + 49,8 CaO + 4,5 MnO + 18,3 FeO при основности $V^0 \sim 2,0$, стехиометрический состав отвечает формуле: $\text{SO}_3\text{P}_2\text{O}_5\text{28SiO}_2\text{56CaO4MnO16FeO}$; его структурная формула $\text{Si}_{28}\text{Ca}_{56}\text{Mn}_4\text{Fe}_{16}\text{O}_{140}\text{P}_2\text{S}$ в виде полигональной ячейки СИМ-комплекса, определяющего механизм образования рафинировочного шлака в стальковше, представлена ниже:



Структурно-химические реакции рафинирования полупродукта в стальковше:



Количество присадочных материалов в соответствии с балансовой реакцией (19) составляет в кг/т: (6,0 ФС45 + 2,2 ФА30 + 7,5 ФМн70 + 0,20 УГМ + 0,23 АВ87 + 0,9 СаО (ТШС) + 6,5 ППШ), которые удаляют из полупродукта 0,64 кг/т $[O]_{Me}$ + 0,32 кг/т $[S]_{Me}$ с образованием 8,0 кг/т ПКШ. Химический состав ПКШ (%мас.): 1,0 SO_3 + 1,8 P_2O_5 + 26,7 SiO_2 + 15,1 Al_2O_3 + 45,7СаО + 5,4СаS + 4,3МnS при основности $B^0 = 1,71$ и $A_s = 3,9$ %.

Химический состав стали (с учетом полупродукта, содержащего 0,040 % S) включает (%мас.): 0,09C + 0,30Si + 0,63 Mn + 0,027 Al + 0,015 P + 0,008 S.

ШМС, кг/т = 0,20 УГМ + 0,25 АВ87 + 0,9СаО → 1,35.

Образование сульфидов марганца повышает адсорбционную емкость рафинировочного шлака, что позволяет обрабатывать в сталковше высокосернистый металл, содержащий до 0,040 % серы.

Таким образом, формирование адсорбционноемких алюмосиликатных рафинировочных шлаков эвтектического состава путем присадочных материалов, в том числе шлакометаллических смесей, дает возможность исключить применение плавикового шпата, как при полной отсечки плавильного шлака, так и при его наличии (до 6,5 кг/т) в сталковше.

Выводы

- Структурно-химическим анализом состояния исходных компонентов и промежуточных фаз на основе построенной полигональной диаграммы тройной системы СаО- Al_2O_3 - SiO_2 проведена классификация и структуризация ковшевых рафинировочных шлаков. Исследован механизм рафинирования стали при ковшевой обработке расплава присадочными материалами, в том числе с использованием попутного плавильного шлака.

- Определены составы ковшевых рафинировочных шлаков, отвечающие низкоглиноземистой эвтектике на базе алюмосиликата кальция $6CaOAl_2O_33SiO_2$ с основностью $B^0 = 1,87$ и $T_{пл} \sim 1250$ °С, обладающие высокой адсорбционной емкостью по сере ($A_s \sim 4,0$ %). Предложены твердые шлако-металлические смеси для замены ТШС, обеспечивающие исключение применения экологически вредного СаF₂ при сокращении расхода СаО.



Список литературы

1. Белов Б. Ф., Троцан А. И., Харлашин П. С. / Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 70-75.
2. Теория МГС-фаз и ее применение для разработки рафинировочных шлаков / Белов Б. Ф., Троцан А. И., И. Л. Бродецкий и др. // Черная металлургия. – 2014. – № 4. – С. 34-41.
3. Троцан А. И., Харлашин П. С., Белов Б. Ф. О природе химической связи элементов в металлургических фазах // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С.60-63.
4. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко // Свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір. – ПА № 2825 від 29.02.2000 р.
5. Метод побудови полігональних діаграм стану потрійних металургійних систем / [Б. Ф. Белов, А. І. Троцан, І. Л. Бродецкий и др. // Свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір. – № 48344 від 18.03.2013.
6. Белов Б. Ф., Троцан А. И. Бродецкий И. Л. Наноструктурные элементы базовых компонентов неметаллических включений в стали // Сборник материалов Харьковской нанотехнологической Ассамблеи. – Х.: ННЦ ХФТИ, 2008. – Т. 2. – С.173-177.
7. Аналіз стохастичних металургійних систем за допомогою балансових рівнянь сумарних структурно-хімічних реакцій / Б. Ф. Белов, А. І. Троцан, І. Л. Бродецкий, Ф. С. Крейденко // Свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір. – № 54359 від 02.04.2014.
8. Воздвиженский В. М. Прогноз двойных диаграмм состояния. – М.: Металлургия, 1975. – 224 с.

Получение и обработка расплавов

9. Атлас шлаков. – М.: Металлургия, 1985. – 208 с.
10. *Казачков Е. А.* Современные представления о структуре расплавленных шлаков // Современные проблемы производства стали : материалы научн.-мет. конф.- Мариуполь: ПГТУ, 2002. – С. 69-76.
11. Анализ рафинировочных процессов ковшевой обработки стали / И. Д. Буга, А. И. Троцан, Б. Ф. Белов и др. // *Металлург. и горнорудн. пром-сть.*– 2010.– № 3. – С.16-20.
12. Физико-химические основы процессов шлакообразования при рафинировании конвертерных сталей / [Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, В. Д. Александров, и др. // *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XII Всеукр. конф.* – К.: НТУУ «КПІ», 2014.– С.36-54.

Поступила 08.12.2014

ВНИМАНИЕ!

Предлагаем разместить в нашем журнале рекламу Вашей продукции или рекламный материал о Вашем предприятии. Редакция также может подготовить заказной номер журнала.

Стоимость заказного номера - от 4000 грн

Расценки на размещение рекламы (цены приведены в гривнах)

Размещение	Рекламная площадь	Стоимость, грн.
Рекламные блоки в текстовой части журнала		
Цветные	1/2 страницы	900
	1/3 страницы	600
	1/4 страницы	300
Черно-белые	1/2 страницы	550
	1/3 страницы	380
	1/4 страницы	200
Цветная реклама на обложке		
Третья страница обложки	1 страница	2800
	1/2 страницы	1400
	1/4 страницы	700
Четвертая страница обложки	1 страница	3100
	1/2 страницы	1550
	1/3 страницы	1000

При повторном размещении рекламы - скидка 15 %

Наш адрес: **Украина, 03680, г. Киев- ГСП. Вернадского, 34/1**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

телефоны: (044) 424-04-10, 424-34-50

факс: (044) 424-35-15; E-mail: proclit@ptima.kiev.ua

УДК 621.746.047

**А. Н. Смирнов, А. П. Верзилов, В. Г. Ефимова*,
Д. И. Гойда, Р. В. Пильгаев**

Донецкий национальный технический университет, Донецк

*Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗВИТИЯ КОНВЕКТИВНЫХ ПОТОКОВ И ИЗНОСА МЕТАЛОПРИЕМНИКОВ В ПРОМЕЖУТОЧНЫХ КОВШАХ МНОГОРУЧЬЕВЫХ МНЛЗ

Выполнен анализ особенностей работы промежуточных ковшей на многоручьевых сортовых МНЛЗ при разливке стали сверхдлинными сериями. Показана роль конструкции металлоприемника в части обеспечения рационального движения циркуляционных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша. Разработана физическая модель и выполнен выбор рабочих сред, обеспечивающих совмещенную оценку динамики развития конвективных потоков при условии размывания отдельных элементов металлоприемника. Показано, что разработанная физическая модель позволяет выполнять сравнительные качественные оценки динамики размывания металлоприемников различных конструкций и степени трансформации циркуляционных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша.

Ключевые слова: непрерывная разливка, многоручьевая МНЛЗ, промежуточный ковш, металлоприемник, физическая модель, циркуляционный поток.

Виконано аналіз особливостей роботи проміжних ковшів на багаторівчавкових сортових МБРЗ при розливанні сталі наддовгими серіями. Показано роль конструкції металоприймача в частині забезпечення раціонального руху циркуляційних потоків в рідкій ванні проміжного ковша. Розроблено фізичну модель і виконано вибір робочих середовищ, які забезпечують поєднану оцінку динаміки розвитку конвективних потоків за умови розмивання окремих елементів металоприймача. Показано, що розроблена фізична модель дозволяє виконувати порівняльні якісні оцінки динаміки розмивання металоприймача різних конструкцій і ступеня трансформації циркуляційних потоків в рідкій ванні проміжного ковша.

Ключові слова: безперервне розливання, багаторівчавкова МБРЗ, проміжний ківш, металоприймач, фізична модель, циркуляційний потік.

There was done the analysis of the features of the tundish to the multi-grooved billet caster for casting steel extra-long series. Also was shown the role of design in terms of the metal reservoir to ensure the rational traffic flow patterns in a liquid bath of the tundish. A physical model is made and working environments are chosen, providing a combined assessment of the dynamics of convective flows provided erosion of individual elements of the metal reservoir. It is shown that the developed

physical model allows comparative qualitative assessment of the dynamics of various designs hearth erosion and the degree of transformation of flow patterns in a liquid bath of the tundish.

Keywords: *continuous casting, continuous casting machine, tundish, hearth, physical model, circulation flow.*

Важным направлением деятельности металлургических предприятий является тотальная минимизация издержек на всех технологических этапах с целью обеспечения конкурентоспособности собственной продукции. При непрерывной разливке стали на сортовую заготовку особое внимание уделяется достижению максимальной производительности машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) и увеличению серийности разливки из одного промковша. Достигнутые в настоящее время показатели серийности, составляющие 70-100 плавов и более, обеспечиваются посредством рациональной организации движения конвективных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша, в том числе за счет установки металлоприемников специальной конструкции и различного рода перегородок [1-4].

Между тем выбор металлоприемника определенной конфигурации или места расположения перегородок в случае разливки сверхдлинными сериями требует комбинированного подхода, который должен учитывать изменение гидродинамики движения конвективных потоков во времени по мере износа отдельных элементов металлоприемника. Такая задача представляется тем более актуальной, поскольку на практике достаточно трудно выполнять количественные оценки текущего износа элементов футеровки промковша и металлоприемника без остановки МНЛЗ.

Целью настоящего исследования является разработка физической модели и выбор рациональных рабочих сред для проведения моделирования, обеспечивающих совмещенную оценку динамики развития конвективных потоков в промежуточном ковше при условии размывания отдельных элементов металлоприемника, что позволяло бы идентифицировать наиболее уязвимые места при его износе.

Учитывая тот факт, что в металлургической практике высокопроизводительные сорта МНЛЗ имеют, как правило, 4 ручья и более, а разливка ведется открытой струей, то промежуточные ковши таких машин оснащаются металлоприемниками колодцеобразного типа. Единого мнения на вопросы оптимизации конструкции таких металлоприемников не существует, что следует связывать с различной конфигурацией и объемом промковшей, а также условиями разливки (в том числе и удельный расход стали, подаваемой в промковш).

Между тем большинство металлоприемников, используемых на практике при разливке на многоручьевых МНЛЗ, представляет собой монолитную конструкцию колодцеобразного типа с выходными окнами или отверстиями, которые находятся со стороны узких стенок. Обычно такие отверстия и окна располагают в верхней части металлоприемника, что обеспечивает движение вытекающих из него потоков вдоль зеркала металла к дальним ручьям. Это обеспечивает эффективное усреднение стали по температуре и химическому составу и увеличивает длительность ее пребывания в промежуточном ковше, способствуя всплытию шлаковых включений [5-6].

Как показывает практика, при разливке сверхдлинными сериями эксплуатационная стойкость футеровки промежуточного ковша лимитируется преимущественно локальным износом днища металлоприемника в зоне падения струи, вытекающей из сталеразливочного ковша. В некоторых случаях вначале происходит размывание окон металлоприемника, что приводит к его частичному разрушению и ускоряет локальный износ футеровки промежуточного ковша.

Используемая в настоящих исследованиях физическая модель была изготовлена из светопрозрачного материала (оргстекла) в масштабе модели 1:6 по отношению к промышленному промковшу 6-ти ручьевого сортовой МНЛЗ (масса металла в промежуточном ковше 32-34 т). При выборе масштаба модели руковод-

Гидродинамика процессов литья

связывались соображениями снижения трудоемкости процесса моделирования и временной продолжительности процесса размывания металлоприемника. Подобие гидродинамических процессов, протекающих в модели и промышленном объекте, достигалось соблюдением критериев Фруда и Вебера, которые рекомендуются к использованию при моделировании процессов движения конвективных потоков в промковше многими исследователями [7-10].

В качестве рабочей жидкости, моделирующей жидкую сталь, использовалась вода при температуре 18-25 °С, так как значения вязкости воды и стали в области температур внепечной обработки и разливки достаточно близки друг к другу. Движение потоков жидкости в промковше фиксировалось с помощью цифровой видеокамеры и подкрашивания локальных объемов воды, вытекающей из сталеразливочного ковша цветными чернилами. Схема лабораторной установки представлена на рис. 1.

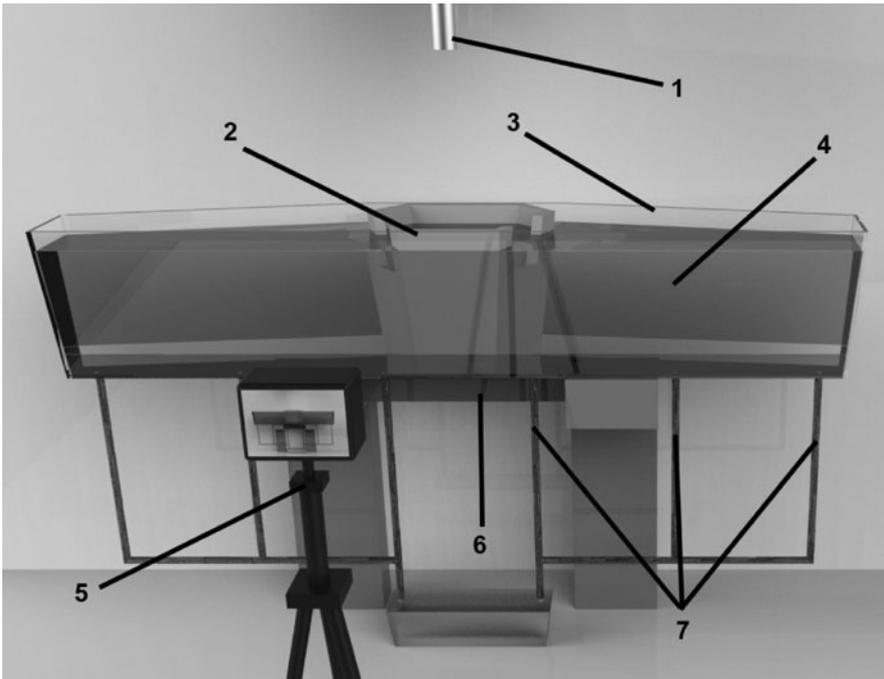


Рис. 1. Общий вид физической модели 6-ти ручьевого промежуточного ковша: 1 – подвод моделирующей жидкости; 2 – металлоприемник; 3 – промежуточный ковш; 4 – моделирующая жидкость в промковше; 5 – видеокамера; 6 – опорная конструкция; 7 – выходы стаканов-дозаторов

Рабочий материал для изготовления металлоприемников был выбран из следующих соображений: вещество должно сравнительно быстро растворяться в воде под воздействием конвективных потоков и при этом сохранять прочностные свойства для испытываемого изделия. С учетом известного опыта по физическому моделированию процессов затвердевания слитков и отливок [11], а также дополнительного требования, касающегося низкой температуры плавления вещества, в работе использовали тиосульфат натрия ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$), физико-химические свойства которого приведены в табл. 1.

Таблица 1. Физико-химические свойства тиосульфата натрия

Молярная масса, г/моль	Растворимость в воде при 20 °С, %	Растворимость в воде при 80 °С, %	Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С	Температура разложения, °С
248,17	41,2	69,86	1,715	48,5	220

Для моделирования процессов размывания металлоприемников и влияния их эксплуатационного износа на изменение гидродинамической картины внутри промежуточного ковша были выбраны несколько конструкций, которые хорошо зарекомендовали себя в промышленных условиях на металлургическом предприятии.

Каждая опытная модель металлоприемника изготавливалась посредством заливки рабочего вещества в специально подготовленную литейную форму. Заливка тиосульфата натрия в форму осуществлялась сверху с использованием фильтра, что исключало попадание в тело модели различного рода инородных частиц. В процессе затвердевания по мере падения уровня жидкой ванны производилась доливка тиосульфата с целью исключения образования пустот и усадочных раковин в теле модели. На протяжении следующих 48 ч отливка охлаждалась и выдерживалась при комнатной температуре. Далее в полученной отливке выпиливались окна для вытекания жидкости, а также дорабатывалась внутренняя конфигурация.

Для проведения экспериментов модель металлоприемника устанавливали в пустой промежуточный ковш, а затем начинали подачу воды из сталеразливочного ковша. После каждых 120 с разлики процесс истечения воды из сталеразливочного ковша прекращался, а металлоприемник извлекали из промковша для визуальных обследований, фотографирования и замеров износа. Затем промковш заново наполняли водой до номинального уровня, а металлоприемник устанавливали в первоначальное положение и разливку продолжали. Такая последовательность операций позволила минимизировать погрешность в результатах исследования, которая могла быть связана с дополнительным размыванием днища и нижней части стенок металлоприемника в процессе наполнения промковша водой.

Проведенные исследования позволили получить общую картину и динамику износа металлоприемников во времени, а так же выявить наиболее эффективные решения, которые обеспечивают их высокую стойкость (рис. 2). Наиболее характерные зоны износа металлоприемников обозначены на рис. 2 цифрами. Обобщение выполненных исследований приведено в таблице 2.

Таблица 2. Сравнение результатов размывания наиболее характерных зон износа испытываемых металлоприемников

Параметры	Конструкция металлоприемника			
	А	Б	В	Г
Толщина днища, мм	33	43	43	50
Время работы до пробоя днища, мин	9	8	10	12
Средняя скорость износа, мм/мин	3,67	5,38	4,3	4,17
Основные зоны износа: сливных окон; нижней трети; шлакового пояса	– ± –	+ + +	+ ++ +	± – –

Обозначения: «++» – размывание происходит примерно с той же скоростью, что размывание днища; «+» – размывание носит ярко выраженный характер и составляет 40-60 % от скорости износа днища; «±» – размывание носит заметный характер и составляет 15-25 % от скорости размывания днища; «–» – размывание практически отсутствует

Установлено, что основной областью износа металлоприемников всех испытываемых конфигураций является зона днища. Динамика размывания металлоприемника (кон-

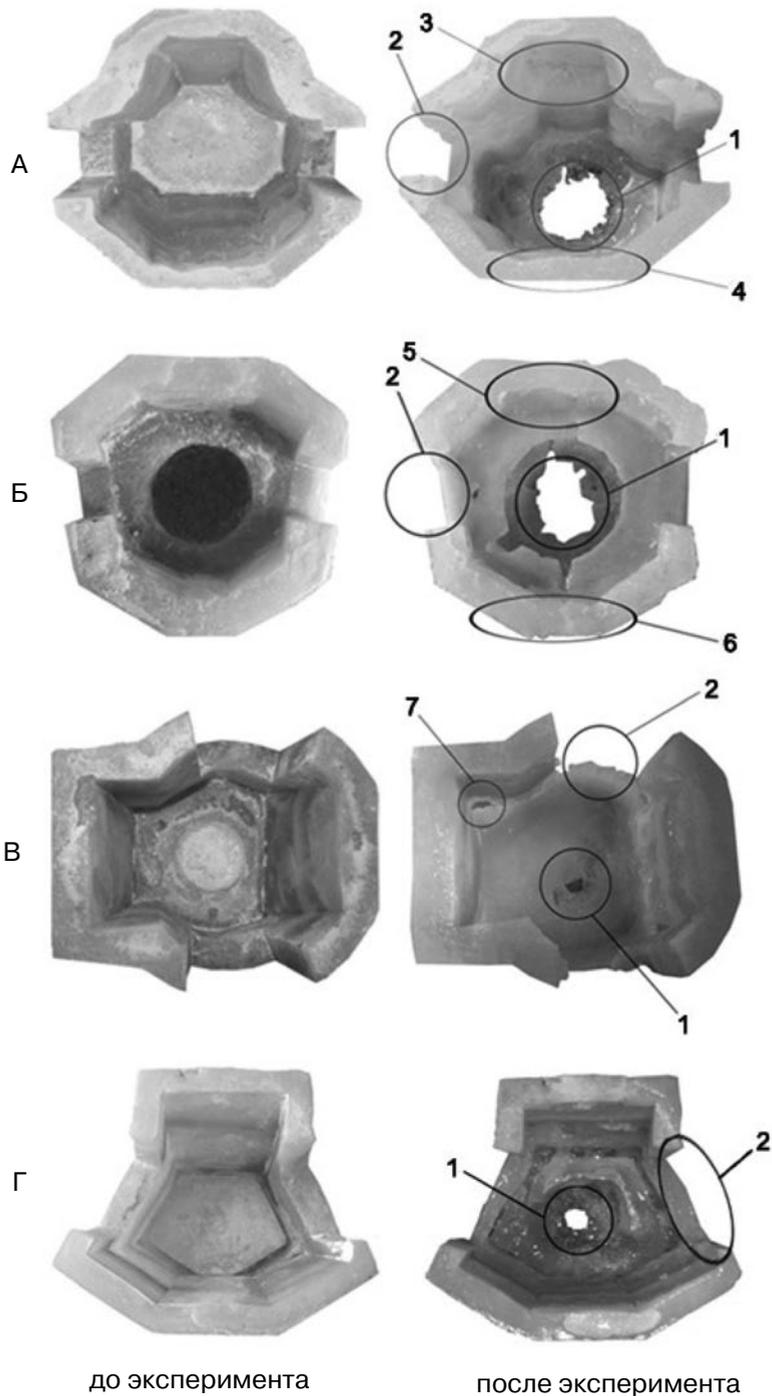
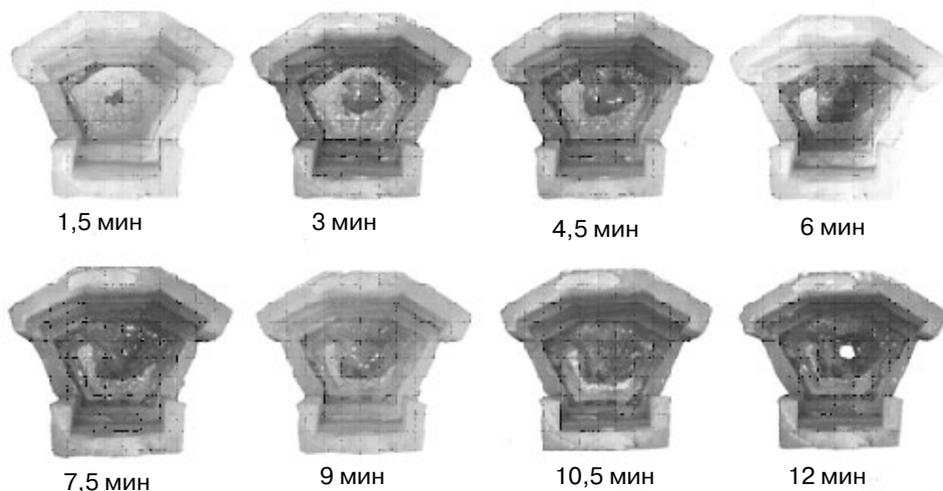
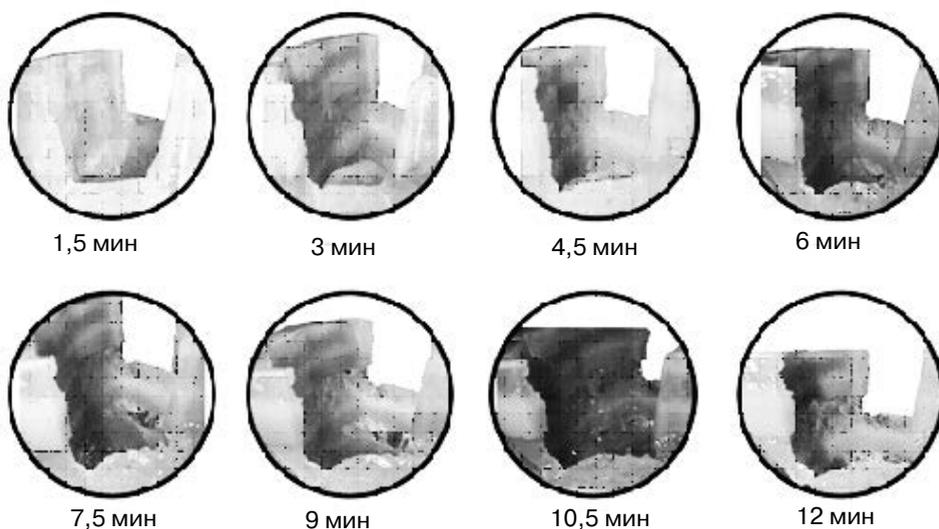


Рис. 2. Внешний вид металлоприемников конструкций А, Б, В, Г перед разливкой (слева) и после размывания (справа): 1 – зона дна; 2 – сливные окна; 3 – зона верхней трети передней стенки; 4 – зона верхней трети задней стенки; 5 – зона выше юбки турбостоба задней стенки; 6 – зона выше юбки турбостоба передней стенки; 7 – зона сопряжений передней стенки с цилиндрической частью



а



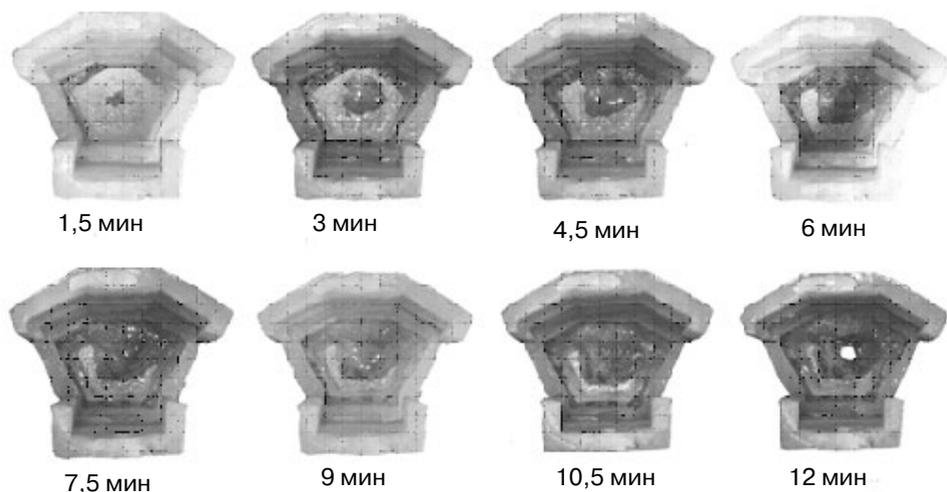
б

Рис. 3. Динамика размывания донной части (а) и выходных окон (б) металлоприемника конструкции Г

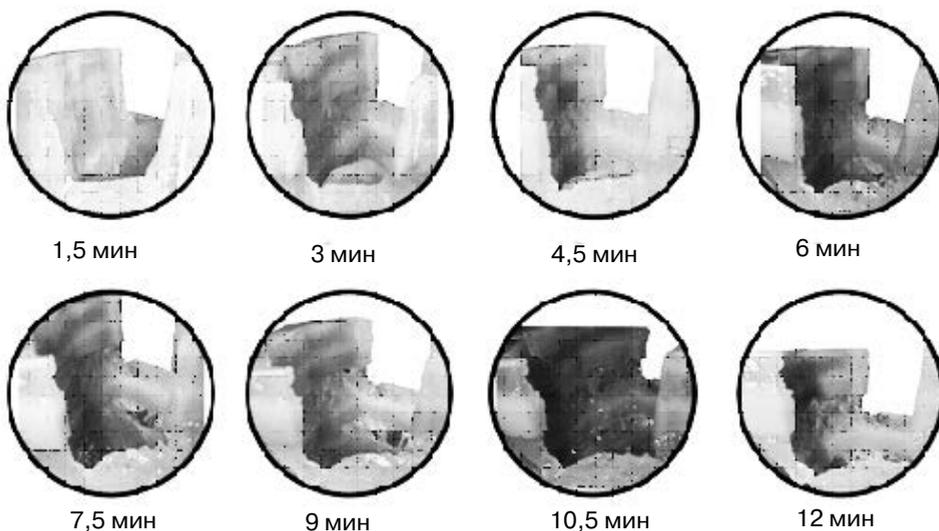
струкция Г) представлена на рис. 3, а. При этом длительность работы испытываемых металлоприемников до момента пробоя днища колебалась в диапазоне 8-12 мин.

В ходе визуальных наблюдений установлено, что в период заполнения промежуточного ковша в результате прямого воздействия падающей струи, истекающей из сталеразливочного ковша, с днищем металлоприемника происходит его заметный износ. Для компенсации такого износа в днище металлоприемника может предусматриваться дополнительное утолщение. Именно эта конструктивная особенность обусловила более высокую общую эксплуатационную стойкость металлоприемника конструкции Г в сравнении с другими изделиями.

Обобщая результаты оценки размывания выходных отверстий металлоприемника в процессе разливки (рис. 3, б) следует отметить, что их износ может носить неравномерный характер и оказывать существенное влияние на развитие конвективных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша. На рис. 4 проиллюстрирована трансформация траекторий движения конвективных потоков в жидкой ванне про-



а



б

Рис. 3. Динамика размывания донной части (а) и выходных окон (б) металлоприемника конструкции Г

струкция Г) представлена на рис. 3, а. При этом длительность работы испытываемых металлоприемников до момента пробоя дна колебалась в диапазоне 8-12 мин.

В ходе визуальных наблюдений установлено, что в период заполнения промежуточного ковша в результате прямого воздействия падающей струи, истекающей из сталеразливочного ковша, с днищем металлоприемника происходит его заметный износ. Для компенсации такого износа в днище металлоприемника может предусматриваться дополнительное утолщение. Именно эта конструктивная особенность обусловила более высокую общую эксплуатационную стойкость металлоприемника конструкции Г в сравнении с другими изделиями.

Обобщая результаты оценки размывания выходных отверстий металлоприемника в процессе разливки (рис. 3, б) следует отметить, что их износ может носить неравномерный характер и оказывать существенное влияние на развитие конвективных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша. На рис. 4 проиллюстрирована трансформация траекторий движения конвективных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша по мере размывания окон металлоприемника (конструкция Б).

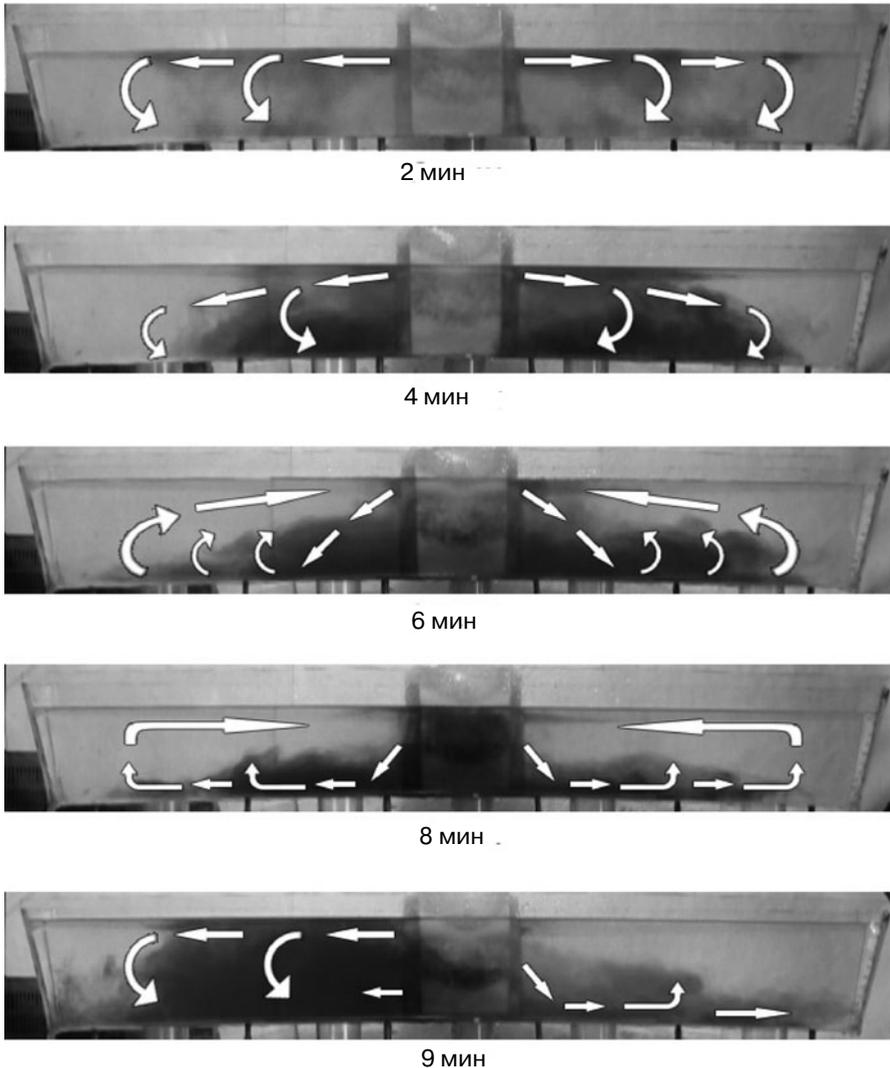


Рис. 4. Трансформация характера движения конвективных потоков при размывании металлоприемника конструкции Б в процессе разливки (под фотографиями указано время пробоя днища с начала разливки)

Следует обратить дополнительное внимание на тот факт, что в начальный период разливки, выходящие из металлоприемника потоки, двигаются в верхней части жидкой ванны промежуточного ковша вдоль зеркала. Такое движение потоков металла представляется наиболее предпочтительным с точки зрения усреднения жидкой ванны по температуре, а также в плане всплывания шлаковых включений. По мере износа стенок выходных окон истечение потоков происходит вглубь жидкой ванны, что ухудшает гидродинамическую картину и снижает степень усреднения металла. Далее на временном отрезке 6-8 мин и более выходящие из металлоприемника потоки направляются преимущественно вниз, что можно рассматривать как свидетельство размывания окон металлоприемника в нижней их части. На практике это приводит к попаданию наиболее горячих порций металла в средние ручки. В случае разливки на многоручьевых МНЛЗ разница между температурой стали на центральных и крайних ручьях может достигнуть 20-25 °С, что в длительном временном отрезке будет дестабилизировать процесс литья, приводя к прорывам твердой корочки под кристаллизаторами на центральных ручьях.

Как показали наблюдения за характером размывания выходных окон у всех металлоприемников, значительная трансформация конвективных потоков наблюдается уже через 0,4-0,5 общего времени разливки. Так для металлоприемника конструкции А размывание окон было минимальным и равномерным, что не повлекло существенных изменений в движении конвективных потоков. Высокая стойкость стенок выходных окон объясняется, видимо, значительным утолщением двух боковых стенок в области расположения окон. Между тем при разливке с металлоприемниками конструкции Б и В заметное отклонение траектории движения конвективных потоков от начальных наблюдалось при размывании боковых стенок.

Таким образом, разработанная физическая модель позволяет выполнять сравнительные, качественные и количественные оценки влияния степени размывания металлоприемника на характер движения циркуляционных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша.

Выводы

Важным аспектом, позволяющим повысить стойкость футеровки промежуточного ковша при разливке сверхдлинными сериями на МНЛЗ, является грамотное управление конвективными потоками жидкого расплава в его рабочем пространстве. В металлургической практике применяются специальные металлоприемники, которые позволяют не только снизить динамическую нагрузку на футеровку, возникающую при интенсивном движении потоков, но и оптимизировать процессы перемешивания и рафинирования металла, протекающие в промежуточном ковше.

Разработана физическая модель и выполнен выбор рациональных рабочих сред, обеспечивающих совмещенную оценку динамики развития конвективных потоков при условии размывания отдельных элементов металлоприемника. Выполнено моделирование процессов размывания металлоприемников различной конструкции и идентифицированы основные зоны износа. Проведенные исследования позволили получить общую картину и динамику износа металлоприемников во времени, а также выявить наиболее эффективные решения, которые обеспечивают их высокую стойкость.

Установлено, что наиболее характерными зонами износа металлоприемников являются днище и выходные окна. При этом в период заполнения промежуточного ковша в результате прямого воздействия падающей струи, истекающей из сталеразливочного ковша, с днищем металлоприемника происходит его заметный износ. Для компенсации такого износа в днище металлоприемника целесообразно предусматривать дополнительное утолщение.

Значительная трансформация конвективных потоков в жидкой ванне промежуточного ковша наблюдается уже через 0,4-0,5 от общего времени разливки. Высокая стойкость стенок выходных окон может быть достигнута за счет рациональной конфигурации выходных окон и посредством утолщения боковых стенок. Установлено, что более высокая эксплуатационная стойкость металлоприемника достигается в том случае, когда его конструкция имеет простую геометрическую форму без криволинейных сопряжений и переходов.



Список литературы

1. Wolf M. Bloom and Billet Casting: Overview / M. Wolf // Proceedings 3rd European Conference on Continuous Casting, Madrid (Spain), October 20-23, 1998. – Madrid: – 1998. – P. 515-524.
2. Непрерывная разливка сортовой заготовки / А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, А. Л. Подкорытов и др. – Донецк: Цифровая типография, 2012. – 417 с.
3. Смирнов А. Н., Подкорытов А. Л., Кравченко А. А. Оптимизация движения конвективных потоков в проковшах многооручьевых МНЛЗ при разливке сверхдлинными сериями / Черная металлургия. – 2012. – №11. – С. 39-42.

4. *Sahai Y., Emi T.* Tundish Technology for Clean Steel Production. – New Jersey: World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd. – 2008. – 316 p.
5. Совершенствование конструкции металлоприемника промежуточного ковша для разлива стали сверхдлинными сериями / А. Н. Смирнов, А. В. Кравченко, А. Л. Подкорытов, А. П. Верзилов // ОАО «Черметинформация». Бюл. Черная металлургия. – 2011. – № 6. – С. 44-47.
6. Fluid Flow and Mixing in a Six Strand Billet Tundish: A Parametric Study / P. K. Jha, S. K. Dash, S. Kumar // ISIJ International. – 2001. – Vol. 41. – № 12. – P. 1437-1446.
7. *Mazumdar D. Guthrie R. I. L.* The Physical and Mathematical Modelling of Continuous Casting Systems // ISIJ International. – 1999. – Vol. 39., №.3. – P. 525-548.
8. *Damle C. A., Sahai Y.* Criterion for water Modeling of Non-isothermal Melt Flows in Continuous Casting Tundishes // ISIJ International. – 1996. – Vol. 36., № 6. – P. 681-689.
9. *Zong J.-H., Yik. -W., Yoon J.-K.* Residence Time Distribution Analysis by the Modified Combined Model for the Design of Continuous Refining Vessel // ISIJ International. – 1999. – Vol. 32. – № 2. – P. 139-148.
10. *Mazumdar D.* Modeling of Steelmaking processes / Bora Raton – London – New-York: CRS Press, 2009. – 463 p.
11. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях / А. Н. Смирнов, В. Л. Пилюшенко, С. В. Момот и др. // Донецк: Изд-во „ВИК”, 2002. – 169 с.

Поступила 09.10.2014

К сведению читателей

и подписчиков!

Телефон редакции

журнала «Процессы литья»:

(044) 424-04-10

ЗАТВЕРДЕВАНИЕ СПЛАВОВ

УДК 669.18: 621.746

В. А. Мамишев

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

СИСТЕМНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОТЕРМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ТЕЧЕНИЯ И ТЕПЛООБМЕНА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ

Выполнен системный анализ течения гетерогенного расплава и теплообмена в двухфазной зоне кристаллизации интервальных сплавов в процессе затвердевания литых заготовок.

Ключевые слова: *двухфазная зона, течение, теплообмен, реотермические процессы*

Виконано системний аналіз течії гетерогенного розплаву та теплообміну в двофазній зоні кристалізації інтервальних сплавів в процесі тверднення литих заготовок.

Ключові слова: *двофазна зона, течія, теплообмін, реотермічні процеси*

It is executed the system analysis of the flow heterogeneous melt and heat-exchange in two-phase zone crystallization of the interval alloys in process of the solidification cast billets.

Keywords: *two-phase zone, flow, heat exchange, rheothermal processes*

На современном этапе приоритетного развития перспективных металло-, материало- и энергосберегающих, экологически безопасных и экономически выгодных технологий литья актуально [1-8] совершенствовать прогрессивные технологии в металлургии и литейном производстве и создавать принципиально новые эффективные технологические схемы литья для получения высококачественных литых изделий разного назначения.

В процессе затвердевания слитков и отливок расплав кристаллизуется в неоднородном температурном поле, которое является [9-12] неравномерным по толщине (радиусу) и высоте литой заготовки и нестационарным во времени. Пространственно-временная эволюция неоднородных температурных полей в сложных теплотехнических системах отливка-форма, слиток-изложница и заготовка-кристаллизатор влияет на самоорганизующиеся термически взаимосвязанные процессы затвердевания и кристаллизации.

Неизотермическим условиям затвердевания слитков, отливок, заготовок центробежного и непрерывного литья соответствуют неустановившийся или установившийся режим течения расплава и нестационарный или квазистационарный режим теплообмена в температурном интервале ликвидус-солидус кристаллизующегося сплава. Интенсивность процессов течения и теплообмена в жидкой сердцевине и затвердевающих слоях литых заготовок разной массы влияют [13, 14] на температура-
ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2015. № 1 (109)

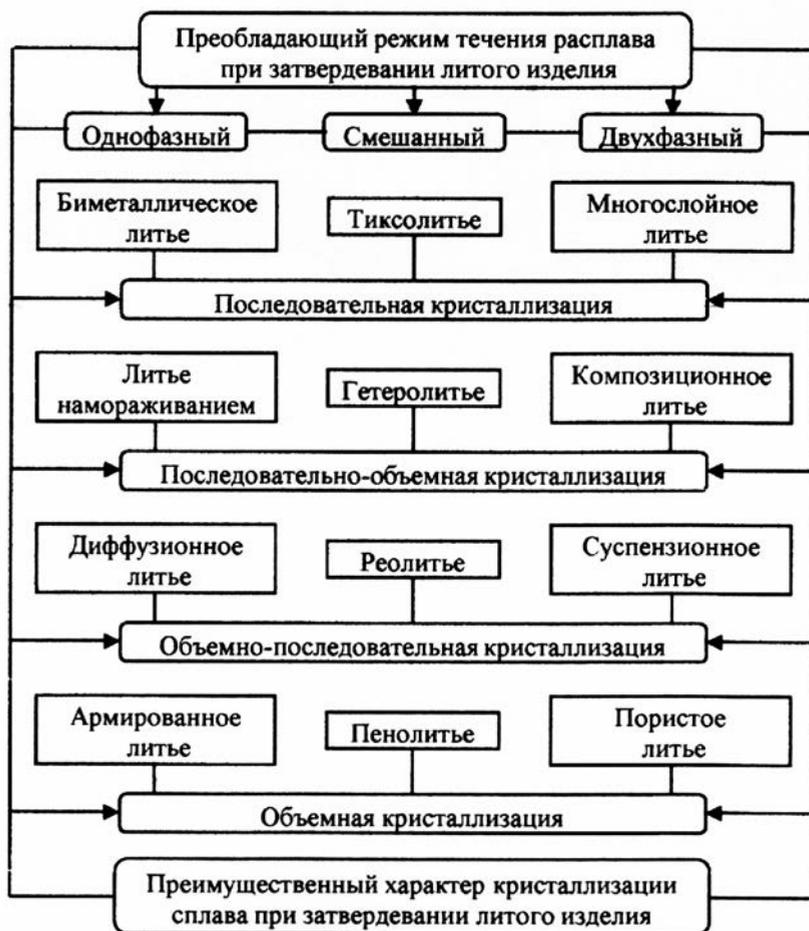
Затвердевание сплавов

турные условия формирования кристаллического строения литых изделий и степень развития дефектов затвердевания в зонах химической, физической и структурной неоднородности [15, 16] литого металла.

В технологических схемах затвердевания литых изделий реализуется наиболее вероятный режим неизотермического течения расплава (однофазный или двухфазный режим течения) и наиболее подходящая для конкретной технологии литья схема кристаллизации узко- или широкоинтервального сплава (схема последовательной или объемной кристаллизации).

Для традиционных и разрабатываемых технологий литья характерны неизотермические режимы течения гомогенного или гетерогенного расплава и кристаллизации интервальных сплавов. Чтобы осуществить обоснованный выбор технологии получения отливок и слитков, выполнена системная классификация [17] принципиально разных технологий литья по двум реотермическим признакам: 1 – преобладающий режим течения затвердевающего расплава и 2 – преимущественный характер кристаллизации металлического сплава в ограниченном объеме затвердевающей заготовки.

Чтобы оценить эффективность принципиально разных технологий литья, необходимо выявить реотермические особенности течения затвердевающего расплава в однофазном, двухфазном или смешанном режимах течения по схемам последовательной или объемной кристаллизации интервальных сплавов и совмещенным схемам последовательно-объемной или объемно-последовательной кристаллизации (рисунок).



Реотермическая классификация разных процессов литья по признакам течения расплава и кристаллизации сплава

Затвердевание сплавов

Метод системного анализа [18, 19] облегчает изучение реотермических процессов течения и теплообмена в жидкой сердцевине и в области двухфазного состояния слитков и отливок, что позволяет выявить физико-химические, теплофизические и динамические особенности формирования структурной, физической и химической неоднородности литого металла при затвердевании литых заготовок в неизотермических условиях кристаллизации сплавов.

В процессе затвердевания слитков, отливок, заготовок центробежного и непрерывного литья химическая, физическая и структурная неоднородность их кристаллического строения формируется в условиях нестационарного или квазистационарного теплообмена в системе литая заготовка-литейная оснастка-окружающая среда. В ограниченном объеме слитка или отливки одновременно протекают процессы внутреннего теплообмена между расплавом и коркой затвердевшего металла и внешнего теплообмена между затвердевающей заготовкой, стенками литейной оснастки и окружающей средой.

Саморегулируемый процесс фазового перехода стали, чугуна, бронзы, латуни, силумина и других сплавов из жидкого в твердое состояние протекает в узком или широком интервале температур ликвидус-солидус. В условиях затвердевания слитков, отливок, центробежно- и непрерывнолитых заготовок формируется двухфазная зона кристаллизации сплава [20-22]. Протяженность двухфазной зоны $\Delta\xi_{л-с}$ литых заготовок и продолжительность двухфазного состояния $\Delta t_{л-с}$ интервальных сплавов сильно зависят [23] от градиентов температуры G_T и интенсивностей (скоростей) охлаждения I_T в гетерогенной системе расплав-кристаллы.

По ширине двухфазной зоны (подвижной для слитков и отливок и неподвижной для непрерывнолитых заготовок) градиенты температуры и скорости охлаждения изменяются от максимальных значений в наружных слоях литой заготовки до минимальных значений в ее тепловом центре. При продвижении фронта ликвидус (начало кристаллизации) и фронта солидус (конец кристаллизации) к оси или плоскости симметрии слитка или к тепловому центру отливки протяженность (ширина) двухфазной зоны кристаллизации между фронтами ликвидуса и солидуса сначала монотонно увеличивается до максимального значения, а затем резко уменьшается до нуля. В момент исчезновения двухфазной зоны процесс затвердевания слитка или отливки завершается (кроме жидких включений легкоплавких ликватов).

Комплексный подход к изучению фундаментальных теплофизических закономерностей затвердевания литых заготовок и физико-химических закономерностей кристаллизации интервальных сплавов позволил выявить системные принципы управления реотермическими процессами течения и теплообмена [24, 25] в разных технологиях получения литых изделий высокого качества. Для реализации этих принципов необходимо проводить теоретические и прикладные системные исследования процесса формирования первичной кристаллической структуры литых изделий разной массы, конфигурации и габаритных размеров.

Так как слитки и массивные отливки затвердевают в неравномерном (градиентном) поле температур, то в их жидкой сердцевине возникает самопроизвольное неизотермическое течение кристаллизующегося расплава (естественная тепловая конвекция [20, 26, 27]). При затвердевании толстых литых заготовок тепловая конвекция жидкой стали интенсифицирует образование химической неоднородности литого металла. Для поиска эффективных путей улучшения качества структуры стальных слитков и массивных отливок предложен [28, 29] системный подход к объяснению реотермического механизма формирования Λ -образной ликвации (зональной химической неоднородности литого металла) в процессе затвердевания слитков и крупных отливок с позиций реотермической гипотезы образования ликвационных шнуров в температурно-неоднородном объеме кристаллизующейся стали.

Зона внеосевой Λ -образной ликвации в стальном слитке выявляется [20, 26, 30] на серных отпечатках продольного (осевого) темплета и поперечных темплетов, которые вырезаются на разных горизонтах слитка. К геометрическим, металлогра-

Затвердевание сплавов

фическим и физико-химическим признакам ликвационных шнуров (усов), которые выявляются после химического травления темплетов, вырезанных из стальных слитков и крупных отливок, относятся [28]:

- ширина Λ -образной зоны внецентренной химической неоднородности слитка;
- диаметр протяженных ликвационных шнуров или толщина ликвационных полос;
- длина непрерывных шнуров и прерывистых усов на осевом серном отпечатке;
- расстояние между ликвационными шнурами (или усами) в Λ -зоне слитка;
- углы наклона конусообразного пучка шнуров к оси и к поверхности слитка;
- радиусы кривизны начальных и конечных участков ликвационных шнуров;
- плотность регулярного (упорядоченного) расположения шнуров в Λ -зоне слитка;
- четкость контура шнуров на границе ликвационный шнур-металлическая матрица;
- плотность и микротвердость шнуров (усов) на осевом и поперечном темплетах;
- наличие полосчатости в макроструктуре литого металла поперечных темплетов;
- расположение газовых пор и усадочных дефектов в теле ликвационных шнуров;
- окисленность металла усадочных полостей и газовых пор в ликвационных шнурах;
- тип, дисперсность и морфология неметаллических включений в металле шнуров;
- цвет ликвационных шнуров (усов) на серном отпечатке осевого темплета слитка;
- концентрация ликвирующих элементов в шнурах и в металлической матрице;
- максимальная и минимальная концентрация вредных примесей в Λ -зоне слитка.

Если непрерывный ликвационный шнур не попадает во всю его длину в плоскость осевого сечения стального слитка, то на серном отпечатке, снятом с продольного темплета, проявится только часть шнура. В осевую плоскость слитка могут попасть отдельные участки других ликвационных шнуров. На серном отпечатке продольного (осевого) темплета эти шнуры проявятся в виде коротких ликвационных усов, каждый из которых является частью длинного шнура, расположенного в Λ -зоне химической неоднородности стального слитка.

В соответствии с основной идеей реотермической гипотезы образования ликвационных шнуров [28] в жидкой сердцевине затвердевающего кузнечного, прокатного или трубного стального слитка появляется конусообразный пучок протяженных динамически устойчивых вихревых шнуров. Затем они преобразуются в жидкие каналы, которые затвердевают в теле слитка в виде твердых ликвационных шнуров. Изложим этот механизм следующим образом.

В неизотермических условиях затвердевания слитков и отливок градиенты температуры влияют [13, 27, 28] на взаимосвязанные нестационарные процессы течения и теплообмена в их поперечном и продольном сечениях. По высоте кристаллизующегося ядра стального слитка возникает естественная (тепловая) конвекция [20, 26] температурно-неоднородного расплава. Развитая тепловая конвекция расплава (естественная циркуляция затвердевающей стали) приводит к режиму устойчивого вихревого течения жидкой стали [20, 26, 27] в ограниченном объеме слитка (или массивной отливки) в виде крупномасштабного торообразного вихря, который может распасться по высоте слитка на несколько кольцевых торообразных вихрей.

При охлаждении затвердевающего слитка образованные в режиме тепловой конвекции расплава крупномасштабные вихри [20] торообразной формы, способствующие возникновению в жидкой сердцевине стального слитка мелкомасштабных нитевидных вихрей [18, 28] в виде системы динамически устойчивых вихревых трубок. В градиентном поле сил гравитации длинные вихревые трубки образуют [31] систему гибких вихревых шнуров. Причем, нижние концы вихревых шнуров упираются [28] в боковую поверхность твердо-жидкого каркаса двухфазной зоны кристаллизации стали, а их верхние концы подходят к горизонтальному зеркалу расплава в прибыльной части затвердевающего слитка или отливки большой массы.

В условиях фазового перехода жидкой стали в твердое состояние на обогащенных ликватами участках поверхности твердо-жидкого каркаса, отделяющей двухфазную зону от жидкой сердцевины слитка, могут появиться вихревые воронки. При усадке дендритного каркаса двухфазной зоны в эти воронки затягивается расплав с ликвирующими примесями. Вихревые воронки являются дискретными очагами

Затвердевание сплавов

зарождения в объеме жидкой стали вихревых трубок в виде гибких вихревых шнуров. Устойчивость вихревых шнуров в жидкой сердцевине стального слитка поддерживают центробежные силы, которые вытесняют примеси из окружающего их матричного расплава слитка в объем каждого вихревого шнура.

При продвижении фронтов ликвидуса и солидуса двухфазной зоны кристаллизации к оси кузнечного слитка спокойной стали или к плоскости симметрии прокатного слитка кипящей или спокойной стали затвердевающий металл слитка захватывает обогащенные ликватами вихревые шнуры и фиксирует их в литом металле в виде конусообразного пучка жидких ликвационных каналов [11, 28], в которых находится концентрационно переохлажденный расплав, обогащенный ликвирующими элементами и примесями (С, S, Р и др.).

При затвердевании стального слитка жидкие ликвационные каналы затормаживают рост дендритов в матричном расплаве, так как загрязненная легкоплавкими примесями жидкая фаза ликвационных каналов растворяет или оплавляет кончики ветвей растущих дендритов. Поэтому со стороны поверхности охлаждения слитка стенки ликвационных шнуров гладкие.

В затвердевающем расплаве слитка за каждым ликвационным каналом с обогащенной ликватами жидкой фазой зарождаются и растут новые кристаллы. Поэтому со стороны оси стального слитка стенки образующихся ликвационных шнуров шероховатые (размытые). После трансформации вихревых шнуров с высокой концентрацией легкоплавких примесей в жидкие ликвационные каналы и их затвердевания в матричном металле стального слитка образуется Λ -зона внеосевой химической неоднородности (зона макроликвации).

Итак, согласно реотермической гипотезе ликвационные шнуры образуются в процессе затвердевания стального слитка в следующей последовательности. Сначала в неравномерном температурном поле кристаллизующейся стали возникает естественная тепловая конвекция неизотермического расплава, которая реализуется в виде крупномасштабного вихревого течения жидкой фазы в ограниченном объеме затвердевающего слитка. Под действием свободной конвекции расплава и усадки твердой фазы на границе сопряжения жидкой сердцевины слитка с дендритным каркасом двухфазной зоны могут появляться вихревые воронки. Некоторые из них образуют протяженные вихревые трубки, которые реализуются в виде мелкомасштабных вихревых шнуров. В нераспавшиеся (устойчивые) вихревые шнуры под действием центростремительных сил диффундируют растворенные в жидкой стали газы, ликвирующие элементы (углерод и др.) и вредные примеси (сера, фосфор и др.), которые располагаются вдоль оси вихревого шнура. В объеме устойчивых вихревых шнуров резко увеличивается концентрация легкоплавких ликватов. Затем протяженные вихревые шнуры трансформируются в жидкие ликвационные каналы, в полости которых на заключительной стадии затвердевания обогащенная легкоплавкими ликватами сталь кристаллизуется в виде твердых ликвационных шнуров внеосевой химической неоднородности слитка.

На серных отпечатках осевых темплетов стального слитка, ликвационные шнуры с высоким содержанием серы после химического травления темплета реактивом Баумана имеют темный цвет [20, 30]. Если слиток получен из чистой стали [32] с низким содержанием ликвирующей примеси – серы, то ликвационные шнуры на серном отпечатке продольного темплета проявляются в виде светлых полос (белые шнуры) с более высоким содержанием ликвирующего элемента – углерода, по сравнению с матричным металлом слитка.

В процессе затвердевания стального слитка в изложнице вредное влияние естественной тепловой конвекции неизотермического расплава на первичную структуру литого металла целесообразно значительно ослабить [33, 34] за счет подавления естественно-конвективного течения жидкой стали в кристаллизующемся ядре слитка или массивной отливки.

Вероятный реотермический механизм формирования зоны внецентренной (внеосевой) химической неоднородности литого металла при затвердевании кузнечных, прокатных и трубных стальных слитков, толстых непрерывнолитых заготовок

и крупных отливок следует учитывать при развитии теории высокотемпературных процессов в жидкой сердцевине и двухфазной зоне кристаллизации [35-39] для повышения качества литых изделий.

На термовременные условия образования первичной структуры литого металла, которая формируется в двухфазной зоне стальных слитков и крупных отливок, влияют термически сопряженные процессы массо- и теплопереноса в кристаллизующемся ядре литых заготовок. Системный анализ реотермических процессов течения и теплообмена в гетерогенном расплаве позволил выявить эффективные литейно-металлургические принципы уменьшения внеосевой и осевой химической неоднородности [40] затвердевающих слитков и массивных отливок для улучшения качества структуры литого и деформированного металла.

В жидко-твердой части двухфазной зоны затвердевания стальных слитков, массивных отливок, заготовок непрерывного и центробежного литья под действием гравитационных или центробежных (инерционных) сил тяжести происходит расслоение неизотермической суспензии расплав-кристаллы. Реотермический эффект расслоения [25] жидко-твердой части двухфазной зоны кристаллизации может привести к осаждению (седиментации) на фронт затвердевания более плотной, чем расплав, дискретной твердой фазы, которая состоит из изолированных кристаллов, обломков ветвей дендритов и хорошо смачиваемых жидкой сталью неметаллических включений. На зеркало расплава всплывают образующиеся газовые пузырьки, что способствует флотации плохо смачиваемых жидкой сталью неметаллических включений. Мелкие включения прилипают к поверхности всплывающих в жидком металле газовых пузырей и вместе с ними перемещаются в верхние объемы слитка кипящей стали, в прибыльную часть слитка спокойной стали, в прибыль массивной стальной отливки или на свободную поверхность непрерывнолитой или центробежнолитой заготовки.

В твердо-жидкой части двухфазной зоны литых заготовок разной массы и геометрии (стальные слитки, отливки, заготовки центробежного и непрерывного литья) возникают напряжения усадки и термические напряжения. Напряжения усадки возникают в интервале температур ликвидус-солидус при фазовом переходе жидкое-твердое с образованием зерен аустенита в условиях первичной кристаллизации стали [25]. При структурных превращениях литого металла слитка в температурном интервале вторичной кристаллизации стали [41] между критическими точками A_{γ_3} и A_{γ_1} диаграммы состояния системы железо-углерод тоже возникают напряжения усадки, так как зерна аустенита трансформируются в зерна перлита и феррита с изменением их объема. Неравномерное распределение температуры по сечению затвердевающих заготовок приводит к возникновению термических напряжений. При формировании стальных слитков и отливок в обогащенном ликватами дендритном каркасе двухфазной зоны может проявиться реотермический эффект разрушения [25] твердо-жидкой части двухфазной зоны с образованием в литом металле кристаллизационных трещин.

Регулируя мощность перемешивания перегретого над температурой ликвидуса расплава и контролируя степень захолаживания кристаллизующегося ядра затвердевающих слитков и отливок, можно эффективно управлять [24, 25] неизотермическим процессом формирования структуры литых заготовок разной массы и геометрии. Реотермические процессы течения и теплообмена в двухфазной зоне кристаллизации существенно влияют на разветвленность дендритных кристаллов, протяженность и толщину ветвей первого порядка, расстояние между ветвями второго порядка и другие параметры дендритной структуры литого металла.

Чтобы повысить однородность кристаллической структуры литого металла, которая формируется в двухфазной зоне первичной кристаллизации при затвердевании стальных слитков, массивных отливок, центробежно- и непрерывнолитых заготовок, необходимо [40] уменьшить градиенты температуры на подвижном фронте затвердевания литых заготовок и увеличить интенсивность (скорость) охлаждения кристаллизующегося расплава.

Для научно обоснованного выбора эффективных способов улучшения качества

литой структуры металлоизделий и гарантированного повышения прочностных, пластических и эксплуатационных свойств литого металла требуется разрабатывать рациональные схемы конструктивно-технологической реализации процессов затвердевания отливок, слитков, центробежно- и непрерывнолитых заготовок и кристаллизации интервальных сплавов.

Поиск наиболее эффективных совмещенных схем повышения качества структуры внутренних и поверхностных слоев литого металла базируется на результатах системного анализа взаимосвязанных динамических, физико-химических и теплофизических процессов затвердевания и кристаллизации [42-44]. С целью повышения физико-механических свойств литого металла и функциональных свойств литых изделий необходимо разрабатывать реотермическую теорию управления качеством литой структуры, с помощью которой можно облегчить создание новых литейно-металлургических технологий гетеролитья [24, 28, 44].



Список литературы

1. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
2. Скобло С. Я., Казачков Е. А. Слитки для крупных поковок. – М.: Металлургия, 1973. – 247 с.
3. Марченко И. К., Бровман М. Я. Производство крупных стальных слитков. – М.: Металлургия, 1980. – 239 с.
4. Мостовой А. Б., Выгоднер Л. Ф., Каменский Л. А. Новые технологические процессы получения качественных кузнечных слитков. – М.: Металлургия, 1983. – 111 с.
5. Основи металургійного виробництва металів і сплавів // Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін. – Київ.: Вища школа, 2006. – 503 с.
6. Вейник А. И. Теплообмен между слитком и изложницей. – М.: Металлургиздат, 1959. – 357 с.
7. Непрерывная разливка стали / А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, Е. В. Штепан // Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
8. Затуловский С. С. Суспензионная разливка. – Киев.: Наукова думка, 1981. – 259 с.
9. Твердження сталевих зливок в виливниці: Довідник / О. В. Дубина, В. Й. Тимошпольський, Ю. А. Самойлович та ін. – Дніпродзержинськ: ДДТУ, 2004. – 311 с.
10. Затвердевание металлов и металлических композиций / В. А. Лейбензон, В. Л. Пилюшенко, В. М. Кондратенко и др. – Киев.: Наукова думка, 2009. – 410 с.
11. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
12. Шмрга Л. Затвердевание и кристаллизация стальных слитков. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
13. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. – М.: Мир, 1967. – 160 с.
14. Баландин Г. Ф. Формирование кристаллического строения отливок. – М.: Машиностроение, 1973. – 287 с.
15. Гуляев Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали. – Л. – М.: Металлургиздат, 1950. – 227 с.
16. Хворинин Н. Кристаллизация и неоднородность стали. – М.: Машгиз, 1958. – 392 с.
17. Мамишев В. А. Реотермическая классификация технологических процессов литья // Тез. Литейн. производство: высококачественные отливки на основе эффективных технологий. – Киев: ФТИМС НАН Украины, 2004. – С. 89-91.
18. Самойлович Ю. А. Системный анализ кристаллизации слитка. – Киев.: Наукова думка. – 1983. – 248 с.
19. О реодинамических и термокинетических предпосылках разработки физико-математических моделей оптимального управления качеством литых изделий / В. А. Мамишев, В. А. Ефимов, В. П. Осипов и др. // Повышение качества продукции литейного производства. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1978. – С. 93-97.
20. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
21. Борисов В. Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия, 1987. – 224 с.
22. Журавлев В. А., Китаев Е. М. Теплофизика формирования непрерывного слитка. М.: Металлургия, 1974. – 215 с.

Затвердевание сплавов

23. *Мамишев В. А.* Особенности формирования двухфазной зоны отливок и слитков с позиций системного анализа // Экономический путь к высококачественному литью. – Киев: ФТИМС НАН Украины, 2005. – С. 34-36.
24. *Мамишев В. А.* Системный анализ затвердевания литых заготовок с переменной кривизной границ двухфазной зоны // Процессы литья. – 2014. – № 1. – С. 19-26.
25. *Мамишев В. А.* Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий // Процессы литья. – 2004. – № 3. – С. 43-48.
26. *Скребцов А. М.* Конвекция и кристаллизация металлического расплава в слитках и отливках. – М.: Metallurgia, 1993. – 143 с.
27. *Недопекин Ф. В., Огурцов А. П., Белоусов В. В.* Математическое моделирование процессов переноса в слитках и отливках с учетом внешних воздействий. – Днепропетровск: ДГТУ, 1997. – 199 с.
28. *Мамишев В. А.* О реотермическом совмещении процессов суспензионной разливки и направленного затвердевания в режиме осадочной кристаллизации и рафинирующей подпитки // Физические методы моделирования разливки и кристаллизации стали. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1990. – С. 16-19.
29. О применении критериев оптимальности двухфазной зоны к анализу условий образования и подавления внецентренной ликвации / В. А. Мамишев, В. П. Осипов, Ю. Я. Скок, и др. // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1983. – С. 132-135.
30. Крупный слиток / А. Н. Смирнов, С. Л. Макуров, В. М. Сафонов, А. Ю. Цупрун. – Донецк: ДонНТУ, 2009. – 279 с.
31. *Повх И. Л.* Техническая гидромеханика. – Л.: Машиностроение, 1976. – 503 с.
32. *Баум Б. А., Хасин Г. А., Тягунов Г. В.* Чистая сталь. – М.: Metallurgia, 1984. – 208 с.
33. О применимости термического критерия качества литья для определения ширины зоны шнуровой ликвации / В. А. Мамишев, Ю. Я. Скок, Л. А. Соколовская и др. // Совершенствование процессов непрерывной разливки стали. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1985. – С. 35-37.
34. *Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А.* Системный анализ механизмов влияния конвекции расплава и литейной оснастки на структуру стальных заготовок // Современные материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – Киев: ФТИМС НАН Украины. – 2007. – С. 136-138.
35. *Мамишев В. А.* Особенности теплопереноса при формировании литых изделий с изменяющейся кривизной фронтов затвердевания // Процессы литья, 1998. – № 3-4. – С. 63-67.
36. *Мамишев В. А., Соколовская Л. А.* О теоретической зависимости скоростей затвердевания слитков различной конфигурации от кривизны их профиля и темпа кристаллизации стали // Разливка кипящей стали. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1984. – С. 26-30.
37. *Мамишев В. А.* О математической интерпретации термоморфологии процессов литья // Новое в процессах литья. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1974. – С. 84-87.
38. О физико-математическом обосновании реотермического критерия оптимального управления зоной двухфазного состояния / В. А. Мамишев, В. А. Ефимов, В. П. Осипов и др. // Теплофизика стального слитка. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1980. – С. 94-98.
39. *Мамишев В. А.* Математические аспекты реотермической теории управления качеством структуры слитков и отливок // Современные материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – Киев: ФТИМС НАН Украины, 2007. – С. 139-141.
40. *Мамишев В. А.* О реотермических условиях гетеролитья, стабилизирующих качество макроструктуры литого и деформированного металла // Процессы разливки, модифицирования и кристаллизации металлов и сплавов. – Ч. 1. – Волгоград: Дом науки и техники, 1990. – С. 125-128.
41. *Гуляев А. П.* Металловедение. – М.: Metallurgia, 1978. – 647 с.
42. *Мамишев В. А.* Улучшение качества отливок и слитков с позиций системного анализа // Литейное производство в новом веке – как победить в конкуренции. – Киев: ФТИМС НАН Украины, 2002. – С. 31-34.
43. *Мамишев В. А.* Системное исследование многофакторных процессов формирования литых изделий // Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – Київ: НТУ КПІ, – 2013. – С. 81-82.
44. *Мамишев В. А.* Системний аналіз реотермічних особливостей процесу гетеролиття // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [Електрон. ресурс]. – Київ: НТУ КПІ, 2013. – С. 356-359.

Поступила 27.11.2014

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко*

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ОПТИМИЗАЦИЯ ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ФИЛЬТРАЦИОННОЙ ФОРМОВКИ

Предложен метод оптимизации зернового состава сыпучих песчаных смесей, новизна которого состоит в размещении частиц связующего в порах каркаса из песка при уплотнении вибрацией этих смесей. Приведены примеры расчета зернового состава таких смесей, а также образцы отливок и форм, получаемых при их использовании.

Ключевые слова: гранулометрический состав, формовка, формовочная смесь, ледяные модели, кристаллогидраты, оптимизация.

Запропоновано метод оптимізації зернового складу сипучих піщаних сумішей, новизна якого полягає в розміщенні часток сполучного в порах каркаса з піску при ущільненні вібрацією цих сумішей. Наведено приклади розрахунку зернового складу таких сумішей, а також зразки виливків і форм, які отримують при їх використанні.

Ключові слова: гранулометричний склад, формування, формувальна суміш, крижані моделі, кристалогідрати, оптимізація.

There described method for optimization composition of the grain bulk sand mixtures, novelty consists in placing the binder particles into the pores of the frame sand compaction by vibration of these mixtures. It were given examples of the calculation of the grain structure of such mixtures, as well as molds and patterns of castings obtained by using them.

Keywords: grain composition, molding, molding sand, ice patterns, crystal hydrates, optimization.

Экологическая безопасность технологии фильтрационной формовки по разовым ледяным моделям достигается использованием льда и неорганических связующих. Ими предполагается заменить пенопластовые или воскообразные органические модельные материалы. Отработка процесса получения оболочковых форм по ледяным моделям проводилась с такими гидратационными вяжущими материалами, образующими в контакте с водой кристаллогидраты, как гипс, цемент или металлофосфаты. Процесс формовки на начальной стадии подобен из-

* Работа выполнена под рук. О. И. Шинского, экспериментальная часть выполнена Ю. Н. Ивановым

готовлению формы для литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) в контейнере с сухим песком. Только модель при этом не пенопластовая, а ледяная, и вместо песка – сухая формовочная смесь (СФС), состоящая из сухого песка с указанными связующими в виде порошка.

При формовке в контейнере с моделью СФС виброуплотняют, затем модель расплавляют. Наиболее простой вариант – самопроизвольное таяние модели при выстаивании формы в помещении цеха (в течении второй и третьей смены). Контакт порошкового связующего с водой обеспечивают путем фильтрации в поры песчаного наполнителя талого материала модели (воды или водной композиции) как жидкой фазы, влияющей на формирование межфазных слоев кристаллогидратов одновременно как растворитель и химический компонент.

Эта жидкая фаза участвует в структурообразовании наравне с другими составляющими твердеющей системы, и в результате переводит СФС из сыпучего состояния в связанное, присущее затвердевшей холоднотвердеющей смеси (ХТС). В ряде случаев во избежание «оседания» стенок формы под действием влаги модели применяли непродолжительное вакуумирование формы, но чаще использовали 1-, 2-, или 3-слойное порошковое (противопригарное) покрытие (в зависимости от массы ледяной модели), которое наносили в сочетании с водным аэрозолем, так как начало схватывания гидратационных компонентов покрытия опережало начало плавления ледяной модели.

Предложенный в статье способ оптимизации сухих сыпучих смесей, кроме литейных процессов, предлагается для применения в производстве строительных или композитных изделий из зернистых смесей, которые после уплотнения упрочняют различными методами, в частности, нагреванием (спеканием), пропариванием или с участием фильтрации жидкости со связующим.

Смеси типа СФС давно применяют в литейном производстве. Они имеют аналогию с сухими строительными смесями (ССС), а также со смесями для ювелирного и зубопротезного литья по выплавляемым моделям (ЛВМ). Последние смеси обычно состоят из зернистых материалов с добавками полуводного гипса, поставляются готовыми в мешках или изготавливаются в литейных цехах замешиванием в сухом виде [1] и используются после замешивания с водой до жидкоподвижного состояния для изготовления форм.

В традиционных процессах получения литейных форм зернистые смеси перед уплотнением увлажняют или замешивают со связующим, которое смачивает, обволакивает (плакирует) зерна наполнителя. Вода, смачивающая зерна, например, кварцевого песка, сама является слабым связующим. Такое смачивание зерен наполнителя обеспечивает образование манжет, связывающих зерна, создавая смесь как адгезионно-когезионный комплекс, исходя из общей концепции о прочности дисперсных систем [2]. При этом зерна наполнителя, покрытые связующим, соприкасаются между собой через прослойки пленок, а уплотнение и часто замешивание смеси связано с деформацией и разрушением одних манжет между зернами и образованием новых для получения смеси в виде структурно связанного тела. Это требует значительных затрат на оборудование (при отсутствии отечественного серийного производства формовочного оборудования), оснастку и энергию для уплотнения смесей, либо затраты на перевод смесей в жидкоподвижное состояние, часто сопровождаемое последующей сушкой.

При перемешивании, уплотнении смеси и деформации смеси в стенке уплотненной формы изменение связности или структурной упорядоченности смеси достигается внешней сдвигающей нагрузкой F , которой отвечает соответствующее внутреннее предельное напряжение сдвига. Факторы, влияющие на предельное сопротивление сдвигу при уплотнении увлажненной смеси, представлены на рис. 1 [3]. При прессовании увлажненной смеси слои жидкости и жидкостная пленка снижают молекулярное сцепление частиц, их трение, механическое сцепление и повышают возможность «проворота» частиц.

Менее затратный способ уплотнения смеси без разрушения манжет связующего «заимствовали» у вакуумной формовки из песка без связующего (ВПФ, ЛГМ) и применили как важное преимущество для СФС. Он состоит в уплотнении сухой сыпучей смеси на вибростоле в течение 60-90 с до максимально возможной плотности при стыковании зерен наполнителя своей поверхностью без пленок связующего. Тогда схему (рис. 1) можно рассматривать без группы факторов, связанных с влажностью смеси и показанных в нижней части рис. 1. И тогда частицы связующего и других порошковых добавок СФС целесообразно разместить (вытеснить) между зернами наполнителя, прибегая к известной аналогии, что песок для бетона должен состоять из зерен различного размера, чтобы его межзерновая пористость была минимальной; чем меньше объем пустот в песке, тем меньше требуется цемента для получения плотного бетона [4].

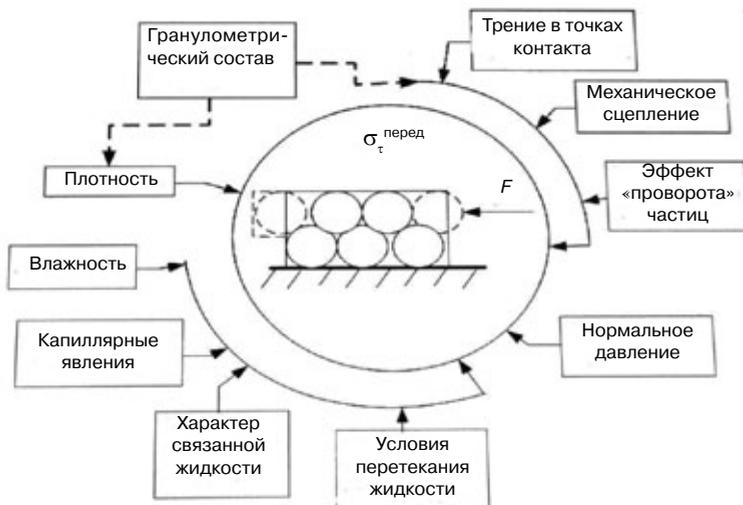


Рис. 1. Факторы, влияющие на предельное сопротивление сдвигу при уплотнении смеси [3]

Моделирование уменьшения пористости формовочных смесей на системах, состоящих из шаров двух разных диаметров, в одной из простейших моделей дало известную зависимость, что малый шар с диаметром $d = (2^{0.5} - 1) D \approx 0,41 D$, где D – диаметр второго большего шара [5]. Уменьшение пористости достигается при вполне определенном соотношении размеров зерен, малого и большого размеров.

Аналогичные работы по приготовлению бетонов с улучшением гранулометрического состава наполнителей указывают, что часто экономичнее использовать имеющийся поблизости материал, даже если это требует применения более жирных смесей, чем возить издалека наполнитель лучшего зернового состава. Подчеркивается, что не существует идеального гранулометрического состава и что можно приготовить качественный бетон на наполнителях с широким диапазоном такого состава [6]. При изменении гранулометрического состава наполнителя следует оперативно изменять состав смеси для поддержания стабильно высокого ее качества, что и привело к разработке предложенного несложного способа расчета такого состава по результатам ситового анализа. Известны также сухие смеси для футеровок печей с минимальной пористостью [7]. Их материалы специально рассеивают и затем смешивают в определенной пропорции, но эти смеси дорогостоящие и для разовых литейных форм не применяются.

Постоянная зависимость прочности формовочной смеси от изменения соотношения крупных и мелких фракций кварцевого песка подтверждена экспериментально; если во влажном состоянии мелкая фракция слабо влияет на прочность, то в сухом – наблюдается повышение прочности смеси в 1,2-1,5 раза при содер-

жании мелкой фракции в пределах 35-55 % от количества крупной [8]. Прочность традиционных смесей с пленками связующего во многом зависит от количества и качества связующего и часто зависит от метода и степени уплотнения. Указанный интервал содержания мелкой фракции весьма велик, а рассчитанные в упомянутой работе уравнения регрессии характеризуются многофакторностью и зависят от конкретного уплотняющего формовочного оборудования, что затрудняет перенос их использования для сухих сыпучих смесей, уплотняемых вибрацией.

Как показали наши исследования, изготовления форм по разовым ледяным моделям наиболее выгодно методом фильтрационной формовки, при которой СФС содержит наполнитель – кварцевый песок и технологические добавки, включая порошкообразный гипс и/или цемент, ускорители их твердения и др. [9]. Этой смесью засыпают в контейнере ледяную модель и смесь виброуплотняют аналогично формовке при ЛГМ. При таянии модели и капиллярно-адгезионной фильтрации в эту смесь продуктов таяния ледяной модели указанные порошкообразные связующие увлажняются, твердеют и связывают формовочную смесь. Наименее трудоемкий вариант формовки включает процесс выстаивания при температуре помещения литейного цеха порядка 20 °С, при которой самопроизвольно происходят три операции: таяние модели, освобождение полости фильтрацией жидкости в стенки формы и твердение песчаной формы [10]. Таяние модели ускоряет экзотермическая реакция образования кристаллогидратов.

Обзор литературы показывает, что методики гранулометрической оптимизации строительных материалов известны практически лишь для оптимизации наполнителей, а ССС производят в виде порошка или сухой массы, которая обретает технологические свойства при добавлении в нее воды. Такой обзор также вселяет уверенность в том, что смеси, приготовленные без учета оптимизации зернового состава, безусловно, уступают по показателям качества и экономичности смесям с «идеальным» гранулометрическим составом наполнителей, который характеризуется наименьшей межзерновой пустотностью при минимальной поверхности частиц наполнителя [11]. Поскольку нельзя получить смесь одновременно с минимальным объемом межзерновых пустот и наименьшей удельной поверхностью зерен (минимизация может быть выполнена только по одному параметру) [11], то оптимальный состав подбирается из условия, чтобы объем пустот в смеси и суммарная поверхность зерен обеспечивали требуемую подвижность растворной (бетонной) смеси при минимальном расходе вяжущего.

Отсутствие на сегодня математических моделей для несложного расчета оптимальных зерновых составов СФС по данным стандартного зернового анализа в цеховой лаборатории увеличивает трудоемкость производства и затрудняет достижение стабильного качества этих смесей. СФС, уплотняемые в сыпучем состоянии, а затем упрочняемые пропиткой жидкости, спеканием, пропариванием, пока редко применяются в литейном производстве. Поскольку в этих смесях к зерновому составу относится не только песок, но и сухие технологические добавки, то новизна нашего решения состояла в том, чтобы в поры каркаса из песка «загнать» эти добавки.

Для наполнителя – сухого песка формовочного с массовой долей влаги не более 0,5 % по ГОСТ 2138-91 использовали результаты моделирования по книге [5], относящейся к классике по теории и технологии формовки. Отсутствие другого взаимодействия между частицами, кроме внутреннего трения, в материале СФС позволяет виброуплотнением создать прочный каркас из зерен наполнителя при контакте их своей поверхностью, а сухие технологические добавки – разместить в пустотах этого прочного каркаса, следуя концепции из монографии [4]: чем меньше объем пустот в песке, тем меньше требуется цемента.

Вибровоздействие на формовочный материал снижает трение между зёрнами и переводит их в состояние «псевдожидкости» с уплотнением до максимально возможной плотности. Как первый шаг оптимизации для наполнителя со средним размером зерна D_{cp} применили технологические добавки со средним размером их

зерен $D_{\text{тд}}$, который не превышает $D_{\text{тд}} = 0,41D_{\text{ср}}$. Определение размеров зерен наполнителя и технологических добавок проводили по ГОСТ 29234.3-91.

Следующий этап оптимизации основан на использовании наиболее простого и удобного для кварцевых песков уравнения Фуллера [11], согласно которому оптимальная гранулометрия заполнителя представляет собой параболу, показанную в работе [5]. По уравнению Ю. Фуллера $X_i = 100(D_i / D_{\text{макс}})^{0,5}$, где, кроме ранее указанных обозначений, X_i – содержание фракции с размером зерен меньше D_i %, а $D_{\text{макс}}$ – максимальный размер зерен [12]. Подставив $D_i = D_{\text{тд}} = 0,41 D_{\text{ср}}$ в это уравнение, получили требуемое содержание фракции такого размера в формовочной смеси, что соответствует размеру $D_{\text{тд}}$.

Если вычесть из него массу (%) M уже имеющихся зерен в формовочном песке с размером меньше $D_{\text{тд}}$, определенную гранулометрическим анализом этого песка, то получим интервал X , который можно заполнить технологическими добавками $X = 100 (0,41D_{\text{ср}} / D_{\text{макс}})^{0,5} - M$. Таким образом, получен метод оптимизации и оперативного расчета оптимального зернового состава СФС [13] с уточнением, что M – фактическое содержание (%мас.) фракций в наполнителе с размерами меньше $0,41 D_{\text{ср}}$ или с размерами меньше сторон ячейки сита ближайшего большего размера от $0,41 D_{\text{ср}}$ при испытаниях по ГОСТ 29234.3-91.

В качестве примера применения метода оптимизации состава и оперативного метода расчета оптимального зернового состава СФС использовали данные гранулометрического состава конкретного формовочного песка по ГОСТ 2138-91, помещенные ниже в таблицу для определения среднего размера зерна по ГОСТ 29234.3-91, и провели расчет.

Поскольку величина зерна характеризуется номером сита, на котором остается данное зерно после прохождения его сквозь предшествующее сито, то $D_{\text{макс}} = 1,00$ мм. При расчете по ГОСТ 29234.3-91 $D_{\text{ср}} = 0,206$ мм. Тогда согласно предложенному методу средний размер зерен технологических добавок должен не превышать $D_{\text{тд}} = 0,41 D_{\text{ср}} = 0,084$ мм.

Поскольку ячейки сита с размером $0,084$ мм по ГОСТ 29234.3-91 не указаны, то ужесточили условия и в качестве M приняли массу частиц, прошедших сквозь ячейку ближайшего большего размера $0,10$. Тогда по данным таблицы $M = 5,2$ %, и расчет допустимого содержания технологических добавок вы-

Рассев формовочного песка K02

Размер сторон ячейки сита в свету, мм	Остаток на сите, г	Остаток на сите, %	Частиц размером меньше сторон ячейки сита, %
2,50	0	0	100
1,60	0	0	100
1,00	0,1	0,2	99,8
0,63	0,4	0,8	99,0
0,40	1,8	3,7	95,3
0,315	4,6	9,5	85,8
0,20	18,75	38,5	47,3
0,16	8,9	18,3	29,0
0,10	11,6	23,8	5,2
0,063	2,35	4,8	0,4
0,05	0,15	0,3	0,1
Тазик	0,05	0,1	0
Всего	50,00	100	–

Проблемы технологии формы

глядит так: $X = 100 (D_{\text{ид}} / D_{\text{макс}})^{0,5} - M = 100 (0,084 / 1)^{0,5} - 5,2 = 29,0 - 5,2 = 23,8 \%$. Таким образом, в смесь, согласно расчета, должна состоять из формовочного песка, рассев которого показан в таблице, и технологических добавок со средним диаметром менее 0,084 мм в количестве менее 23,8 %.

Примером такой сыпучей смеси для уплотнения в сухом состоянии и последующим упрочнения при пропитке водной композицией тающей ледяной модели служила смесь на основе рассмотренного песка такого состава (по массе): формовочный песок – 77 %; гипсовое вяжущее – 15 % тонкого помола с максимальным остатком на сите с ячейками размером в свету 0,2 мм не более 2 %; цемент – 8 % с удельной поверхностью 0,7-0,9 м²/г. Эти технологические добавки имели $D_{\text{ср}}$ менее 0,084 мм. При получении форм из этой смеси по ледяным моделям применяли лед из чистой воды или вводили в него 1-2 % жидкого стекла для ускорения твердения смеси и ее водостойкости.

Кроме «свежего» формовочного песка применяли вторичный сухой песок, высыпанный из формы при извлечении отливки и охлажденный до температуры помещения цеха, и/или вторичный песок, прошедший тепловую регенерацию. Формование и рассев с такими песками и их смесями проводили аналогично использованию чистого песка. Кроме того, в одном из вариантов СФС в составе технологических добавок размером $D_{\text{ид}}$ использовали в количестве до 0,5 % молотые отходы пенополистирола или его молотые отходы, прошедшие тепловую обработку. Последний вид имеет компактный объем, удобный для хранения. Эта добавка при нагреве выше температуры ее стеклования (~100 °С), например, во время операции сушки формы, и при последующем охлаждении смеси, обладает связующими свойствами, повышает газопроницаемость при высоких температурах (выше ~450 °С), например, оболочковых форм, нагреваемых до такой температуры, а также улучшает выбиваемость песчано-жидкостекляных смесей.

На рис. 2 показаны фрагменты отработки процесса формовки с использованием описанных СФС на примере получения отливки «звездочка конвейера». На рис. 2, а, б показаны внешний вид и распиленные половинки оболочковых форм толщиной 6-8 мм рядом с блоками ледяных моделей; на рис. 2, в – залитая металлом форма;

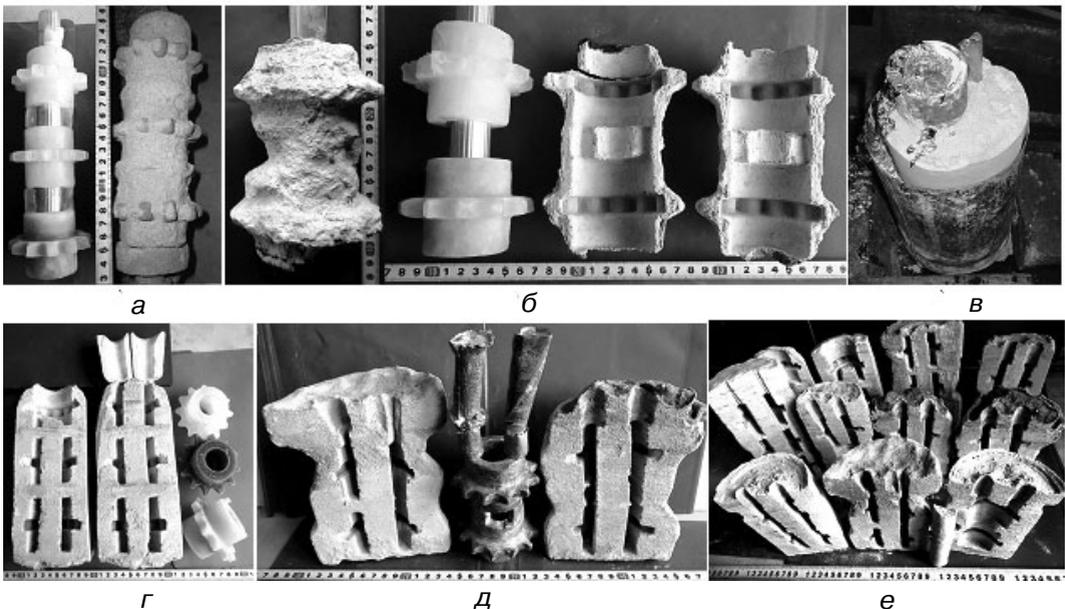


Рис. 2. Примеры ледяных моделей, оболочковых форм из СФС и отливок: а – блок из трех моделей и 3-местная форма; б – 2-местная форма, блок из двух моделей и распиленная форма; в – залитая форма; г – распиленная 3-местная форма и отдельные модели разной окраски; д – распиленная 2-местная форма и отливка по такой форме; е – распиленные 2- и 3-местные формы в процессе отработки формовки

на рис. 2, г-е – распиленные оболочки толщиной 20-25 мм и отливка блока из двух звездочек.

Предложенные сухие сыпучие смеси с оптимизацией по зерновому составу, уплотняемые в сыпучем состоянии и упрочняемые пропиткой жидкости, спеканием, пропариванием, вакуумированием или т. п. способами, кроме литейных процессов, также пригодны для производства строительных, огнеупорных изделий или изделий порошковой металлургии, футеровки изложниц и ковшей. Предложенная оптимизация будет оказывать упрочняющее действие также для СФС, используемых в процессе формовки в жидкоподвижном (наливном) состоянии, или в строительных смесях, уплотняемых увлажнением.

Рассмотренный оперативный метод гранулометрической оптимизации рекомендуется ввести в компьютерные программы для расчета составов СФС и мониторинга их изменения в системе контроля качества литейного процесса. Этот метод упростит технологическую подготовку процесса приготовления смесей, позволит оперативно корректировать составы смесей при изменении поставляемых материалов, а приведенный пример расчета облегчит его применение лаборантами формовочных или смесеприготовительных участков.



Список литературы

1. *Репях С. И.* Технологические основы литья по выплавляемым моделям. - Днепропетровск: Лира. – 2006. – 1056 с.
2. *Жуковский С. С., Ромашкин В. Н.* О «шаровой» модели формовочной смеси // Литейн. про-во. – 1986. – № 3. – С. 12-13.
3. *Кокорин В. Н., Филимонов В. И., Булыжев Е. М.* Научные основы интенсификации уплотнения металлических порошков. – Ульяновск: УлГТУ. – 2010. – 217 с.
4. *Баженов Ю. М., Комар А. Г.* Технология бетонных и железобетонных изделий. – М.: Стройиздат, 1984. – 672 с.
5. *Берг П. П.* Формовочные материалы. – М.: Машгиз, 1963. – 408 с.
6. *Невилль А. М.* Свойства бетона. – М.: Стройиздат, 1972. – 344 с.
7. *Шумихин В. С., Лузан П. П., Жельнис М. В.* Синтетический чугун – К.: Наук. думка, 1971. – 160 с.
8. *Шейко О. И., Клименко В. А., Игнатъева Я. В.* Влияние гранулометрического состава кварцевого песка на прочность формовочной смеси // Материалы II Междунар. научно-практич. конф. «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». 19-21.11.2012. Киев, ФТИМС НАН Украины. – С. 314-316.
9. Пат. UA 83891, МПК В22С 9/04, В22С 7/00. Способ изготовления литейных форм по легкоплавким моделям / О. И. Шинский, В. С. Дорошенко – Оpubл. 26.08.08. Бюл. №16.
10. *Дорошенко В. С.* О системе мониторинга процесса литья по ледяным моделям // Литейн. про-во. – 2014. – № 5. – С. 11-16.
11. *Зозуля П. В.* Штукатурные материалы: традиции и современность // Доклады конференции Baltimix-2006, <http://rudocs.exdat.com/docs/index-215924.html> (дата обращения 25.11.2014).
12. Влияние зернового состава заполнителя на уплотнение низкоцементного бетона / В. В. Песчанская, Ю. А. Онащенко, Ю. С. Пройдак, И. В. Голуб // Зб. наук. пр. ВАТ "УкрНДІВогнетривів ім. А. С. Бережного". – 2010. – Вип. 110. – С. 220-226.
13. Пат. UA 83018, МПК В22С 9/02. Сухая формовочная смесь, уплотняемая в сыпучем состоянии / О. И. Шинский, В. С. Дорошенко. – Оpubл. 27.08.2013, Бюл. 16.

Поступила 01.12.2014

ПРОБЛЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ, МЕХАНИЗАЦИИ И КОМПЬЮТЕРИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

УДК 621.74.043+519.876.5

**А. Р. Абдулов, О. В. Приходько, А. В. Лапченко,
А. К. Душеба**

Донбасская государственная машиностроительная академия, Краматорск

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПРИМЕРЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВКИ «ПЛАШКА»

Разработана технология изготовления отливки «Плашка» массой 0,08 кг из сплава АК9 методом литья под давлением. Было выбрано положение отливки в пресс-форме, тип литниково-питающей системы и рассчитаны основные конструктивные параметры. Для моделирования процессов получения отливки методом литья под давлением использовали программу LVMFlowCV "High-pressure Die-casting". Результаты моделирования демонстрируют качественное согласование с результатами полученными на производстве.

Ключевые слова: отливка, литье под давлением, литниково-питающая система, моделирование, пресс-форма.

Розроблено технологію виготовлення виливка «Плашка» масою 0,08 кг, який виготовляється з алюмінієвого сплаву АК9 методом лиття під тиском. Було обрано положення виливка у прес-формі, тип ливниково-живильної системи та розраховані її основні конструктивні параметри. Для моделювання процесів отримання виливка методом лиття під тиском використали програму LVMFlowCV "High-pressure Die-casting". Результати моделювання демонструють якісну згоду з результатами, які були отримані на виробництві.

Ключові слова: виливок, виливання під тиском, ливниково-живильна система, моделювання, прес-форма.

The technology of casting «Screw die» production by pressure die casting was developed in this paper. The position in the casting mold and the type of gating system was chosen, and their basic design parameters are calculated. The program LVMFlowCV "High-pressure Die-casting" was used to model processes of casting molding. The simulation results shows a qualitative agreement with the results obtained in manufacturing.

Keywords: casting, pressure die casting, gating system, simulation, press-mold.

Введение

Сущность метода литья под давлением (ЛПД) заключается в том, что в металлическую пресс-форму жидкий сплав подается с высокой скоростью под высоким давлением (20-100 МПа). Применение этого метода целесообразно при изготовлении сложных тонкостенных отливок преимущественно из цветных сплавов

массой от нескольких граммов до десятков килограммов в условиях крупносерийного производства. Преимуществами данного вида литья являются высокие производительность процесса и размерная точность готового изделия, низкая шероховатость поверхности, более плотная структура и отсутствие необходимости в значительных затратах на финишную обработку готовых изделий [1]. Для ЛПД используются машины с горизонтальной и вертикальной камерами прессования, процесс работы которых легко поддается автоматизации, что способствует их широкому внедрению.

Разработка технологии получения изделий методом ЛПД состоит из следующих этапов. В первую очередь определяется положение отливки в пресс-форме и выбирается плоскость ее разреза. Вместе с определением мест подвода расплава разрабатываются конструкции литниковой и вентиляционных систем, при необходимости назначаются припуски на механическую обработку, допуски и уклоны. Следующим шагом является проектирование конструкции пресс-формы. В виду высокой стоимости оснастки для изготовления литых деталей методом ЛПД, процессы разработки технологии и конструирования пресс-формы являются достаточно трудоемкими и, в тоже время, важными и ответственными этапами. Для проверки корректности и выявления недостатков разработанной технологии изготовления отливок могут быть использованы современные CAD/CAE-системы, позволяющие исследовать процессы заполнения пресс-формы металлом, кристаллизации и охлаждения отливок в пресс-форме [2].

Целью настоящей работы стало исследование возможностей CAD/CAE-систем при проектировании технологии получения отливок ЛПД.

Разработка технологии изготовления отливки «Плашка»

В качестве объекта для исследования была выбрана деталь «Плашка» (рис. 1). Изделие применяется в болтовых натяжных зажимах крепежной арматуры линий электропередач. Для снижения магнитных потерь на зажимах плашки изготавливаются из алюминиевого сплава АК9. Провод вкладывается в корпус зажима и закрепляется болтами. Масса изделия 0,08 кг.

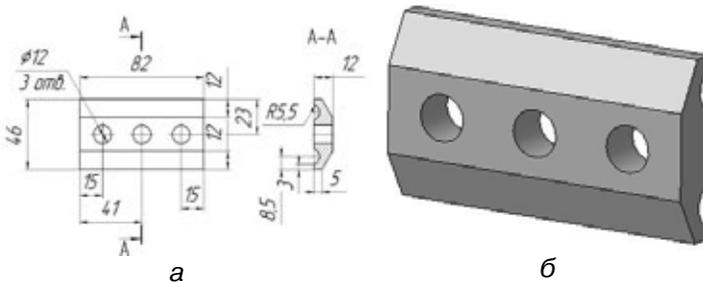


Рис. 1. Чертеж детали «Плашка» (а) и ее объемное изображение (б)

Учитывая конструкцию детали «Плашка», крупносерийный характер производства и требования, предъявляемые к данной детали в процессе эксплуатации, отливка может быть изготовлена методом ЛПД.

На начальном этапе разработки технологии изготовления отливки методом литья под давлением было выбрано положение отливки в пресс-форме. Оно выбиралось таким образом, чтобы после затвердевания жидкого металла и разреза пресс-формы отливка оставалась в ее подвижной части и извлекалась с помощью толкателей. Кроме этого, выбранное положение должно обеспечивать рациональный подвод металла в каналы литниковой системы и в рабочую полость. На конструкцию литниковой системы и способ подвода металла в пресс-форму оказывает влияние тип литейной машины. Для получения отливки «Плашка», к которой не предъявляются повышенные требования к механическим свойствам и в связи с отсутствием специфических условий работы готового изделия (высокое давление, повышенная

температура, морская вода и т. д.), можно остановиться на машинах с горизонтальной холодной камерой прессования. Важным преимуществом использования таких машин является сокращенный путь расплава в литниковой системе, что приводит к увеличению технологического выхода годного. Самым распространенным типом литниковой системы для получения отливок в машинах с горизонтальной камерой прессования является боковая литниковая система. В своей конструкции она предусматривает наличие коллектора, который подводит жидкий металл к отливкам. Кроме этого, в пресс-форме располагаются вентиляционные каналы, соединяющиеся с отливкой через промывник.

На рис. 2 показан чертеж детали с разработанными элементами литейной технологии с учетом специфики ЛПД.

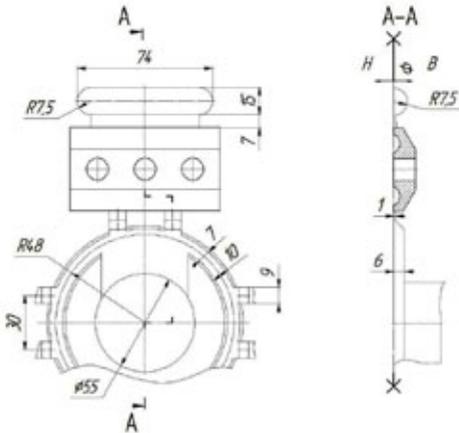


Рис. 2. Технология изготовления отливки «Плешка» методом ЛПД

Моделирование литейных процессов при получении отливки «Плешка»

Для моделирования процессов заливки жидкого металла в литейную форму используются различные программные продукты, такие как Magmasoft, LVMFlowCV, Procast [3, 5], имеющие свои преимущества и недостатки. Данные программы позволяют оценить адекватность разработанной технологии, а также вносить необходимые изменения на этапе проектирования. Выше перечисленные программные продукты предусматривают возможности моделирования как процессов гравитационной, то есть свободной заливки жидкого металла в формы, так и процессов принудительной заливки жидкого металла – литье под низким и высоким давлением, центробежное литье, литье выжиманием и т. д.

Весь процесс моделирования состоял из нескольких этапов. На первом этапе было получено трехмерное изображение отливки с нанесенными элементами литниково-питающей системы. В настоящей работе для этих целей были использованы возможности программы КОМПАС 3D V.15. В дальнейшем, на построенной геометрической модели изделия была отработана литейная технология путем моделирования процесса заполнения формы жидким металлом в программе LVMFlowCV “High-pressure Die-casting” [4]. Программа состоит из нескольких модулей. В модуле «3D импорт» геометрическая модель будущей отливки с литниковой системой преобразовывалась во внутренний формат программы. В модуле “Начальные условия” создавалась разностная сетка в расчетной области и была задана толщина стенок пресс-форм. В этом же модуле задавались расположение литниковой точки, через которую будет наполняться камера прессования жидким металлом перед запрессовкой поршнем, и давление прессования. В данном процессе рабочее давление прессового поршня принималось равным 450 Бар [1]. Далее в модуле “Полная задача” были определены параметры заливки. Интерфейс окна “Параметры заливки”, где вводились технологические параметры процесса литья под давлением, представлен на рис. 3. После введения всех необходимых параметров был смоделирован процесс формирования отливки.

Результаты моделирования процесса формирования отливки в пресс-форме позволяют провести предварительный анализ разработанной технологии по целому ряду параметров и выявить возможные дефекты отливки, возникающие в процессе заливки, кристаллизации и охлаждения жидкого металла, такие как усадочные раковины, ликвации, напряжения и деформации. По результатам анализа можно сделать выводы о корректности разработанной технологии.

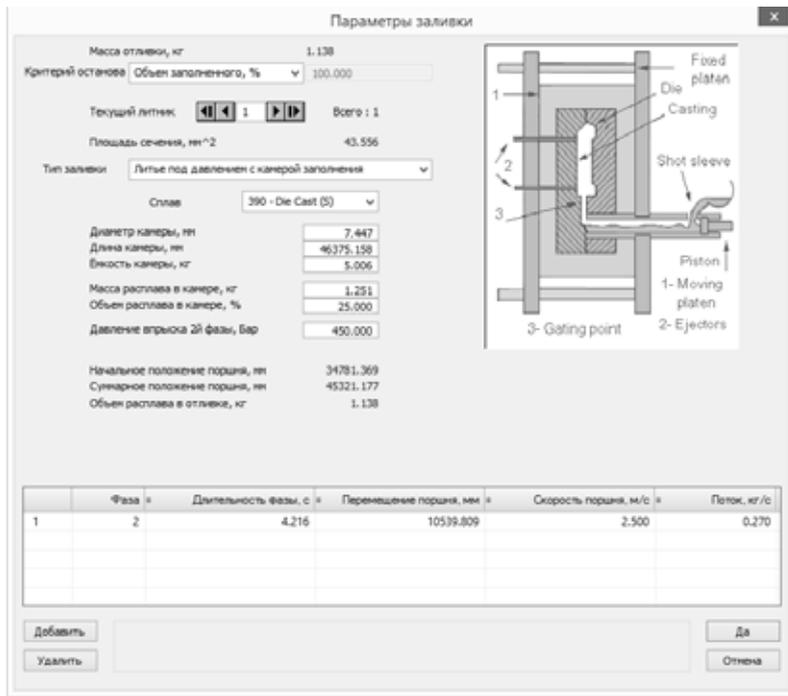


Рис. 3. Интерфейс рабочего окна "Параметры заливки"

Из рис. 4 видно, что дефекты усадочного и газового происхождения в отливке не наблюдаются [5], все отливки пролились и параметры процесса заливки металла в полость формы были заданы верно.

Для того, чтобы окончательно убедиться в правильности разработанной технологии и корректности результатов моделирования, необходимо их сравнить с результатами, полученными в реальном производстве.



Рис. 4. Результаты моделирования процесса заливки и затвердевания отливки «Плашка»

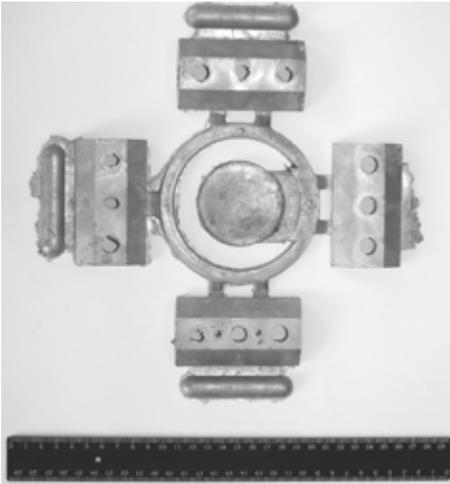


Рис. 5. Блок отливок с литниковой системой, извлеченный из пресс-формы после затвердевания и охлаждения

На кафедре технологии и оборудования литейного производства Донбасской государственной машиностроительной академии производились партии отливок из алюминиевых сплавов на машине с горизонтальной холодной камерой прессования модели 711A07. Рабочие характеристики машины представлены в [6]. Одной из отливок, получаемых на машине, была отливка «Плешка» (рис. 1). Как видно из рис. 5, качество изготовленных по представленной выше технологии, отливок было достаточно высоким. Вся последующая обработка сводилась к отделению литников и зачистке боковых поверхностей отливок на шлифовальных станках. Основные параметры изготовления отливок литьем под давлением аналогичны тем, которые принимались для моделирования.

Сравнивая результаты моделирования (рис. 4) с экспериментальными результатами (рис. 5) следует отметить, что программа LVMFlowCV “High-pressure Die-casting” позволяет достаточно точно моделировать процессы получения отливок. Таким образом, данная программа может быть использована на предприятиях для отладки и корректировки технологии получения изделий методом ЛПД.

Выводы

Таким образом, в ходе выполненной работы на примере отливки «Плешка» были исследованы возможности моделирования процесса получения отливки способом литья под высоким давлением с применением программы LVMFlowCV “High-pressure Die-casting”. Полученные результаты моделирования демонстрируют качественное совпадение с результатами, полученными в реальных условиях производства отливок, что позволяет сделать выводы о целесообразности использования инструментария программы LVMFlowCV “High-pressure Die-casting” при моделировании процессов ЛПД.



Список литературы

1. Гини Э. Ч. Технология литейного производства : Специальные виды литья : учебник / Э. Ч. Гини, А. М. Зарубин, В. А. Рыбкин. – М.: Академия, 2007. – 352 с.
2. Приходько О. В., Линник И. Е., Абдулов А. Р. Разработка литейной технологии: от рабочего чертежа к моделированию процессов в форме // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2013. – № 6/1(66). – С. 44-47.
3. Акимов, О. В. Современные программные и аппаратные средства в литейном производстве // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2004. № 6 (12). – С. 21-36.
4. http://wp_lvm.mkmssoft.ru/
5. Разработка технологии изготовления отливки литьем под давлением / В. Н. Кузьмич, Д. А. Мойсейчик // Литье и металлургия: научно-производственный журнал. – 2012. – № 3. (67). – С. 237-241.
6. Сафронов В. Я. Оборудование литейных цехов. Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 320 с.

Поступила 24.11.2014

УДК 669.715'721'782

**О. В. Бердова-Башура, Е. Л. Прач*, А. И. Трудоношин,
К. В. Михаленков**

Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

*Технический университет Дармштадта, Дармштадт

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si

Исследовано влияние химического состава и термической обработки на микроструктуру и механические свойства Al-Mg-Si-Mn сплавов, отлитых в кокиль. Структура сплавов в литом и термообработанном состоянии изучены на сканирующем и просвечивающем электронных микроскопах. Химический состав фаз определяли при помощи ЛРСА анализа. Для всех состояний измеряли твердость, микротвердость и предел прочности. Установлено, что механические свойства сплавов меняются с изменением количества эвтектики и избыточных элементов (магния и кремния), а также процессы, протекающие во время старения сплавов, приводят к улучшению механических свойств.

Ключевые слова: Al-Mg-Si-Mn сплавы, избыточный магний, избыточный кремний, микроструктура, механические свойства.

Досліджено вплив хімічного складу і термічної обробки на микроструктуру і механічні властивості Al-Mg-Si-Mn сплавів, відлитих у кокиль. Структура сплавів в литому і термообробленому стані вивчали на скануючому і трансмісійному електронних мікроскопах. Хімічний склад фаз визначали за допомогою ЛРСА аналізу. Для всіх станів вимірювали твердість, микротвердість і границю міцності. Встановлено, що механічні властивості сплавів змінюються зі зміною кількості евтектики та надлишкових елементів (магній і кремній), а також процеси, які відбуваються під час старіння сплавів, призводять до покращення механічних властивостей.

Ключові слова: Al-Mg-Si-Mn сплави, надлишковий магій, надлишковий кремній, микроструктура, механічні властивості.

Effects of chemical composition and heat treatment on microstructures and mechanical properties of cast Al-Mg-Si-Mn alloys were investigated. The as-cast and heat treated alloys were investigated by microhardness, macrohardness and tensile stress measurements, scanning and transmission electron microscopy and energy dispersive X-ray analysis. It was observed that mechanical properties changes with the eutectic and excess elements vary. Heat treatment leads to the increase of all mechanical properties of alloys, which are the result of several processes.

Keywords: Al-Mg-Si-Mn alloys, extra Mg, extra Si, microstructure, mechanical properties.

Вступление

Несмотря на развитие современных материалов (металлические стекла, квазикристаллы, керамика и пенометаллы), традиционные алюминиевые сплавы остаются одними из основных конструкционных материалов и продолжают привлекать внимание исследователей.

Основной движущей силой развития алюминиевых сплавов является растущая необходимость в облегчении веса конструкций, повышении экономичности и экологичности производства деталей в автомобильной промышленности. Именно это определяет прогресс в развитии новых технологий литья и разработке новых сплавов, адаптированных к таким процессам, как литье под низким и высоким давлением, тиксо- и рео-литье. При этом основным направлением в поиске новых составов сплавов является их универсальность и возможность получения высоких механических свойств в условиях использования различных технологий литья.

Высокие литейные свойства, коррозионная стойкость, высокие механические характеристики литейных сплавов системы Al-Si с добавками магния, меди и марганца позволяют использовать их при получении различных деталей автомобилей [1]. Уникальность литейных силуминов состоит в том, что отливки из них могут быть получены практически всеми известными литейными технологиями. Однако они достигают своих наивысших механических свойств только после термической обработки, что повышает цену их производства.

Одним из наиболее существенных достижений в области разработки новых алюминиевых сплавов является создание серии литейных сплавов, содержащих в себе принципиально новое сочетание элементов. Вместо классической композиции Al-7 % Si-0,3 % Mg (AK7) в новых сплавах фазовые равновесия смещены в область, обогащенную магнием – система Al-Mg-Si. Следует отметить, что среди всех выпускаемых полуфабрикатов из деформируемых сплавов, наиболее распространенными (сплавы серии 6XXX) [2, 3] являются на основе системы Al-Mg-Si.

Избыточный магний в системе Al-Mg₂Si сдвигает точку эвтектики в сторону богатую алюминии. Авторы [4-6] считают, что избыток магния в Al-Mg₂Si сплавов может способствовать образованию первичных кристаллов Mg₂Si и показывают, что увеличение магния уменьшает объемную долю α-Al матрицы и увеличивает объемную долю Al-Mg₂Si эвтектики. Аналогичное поведение сплавов с избыточным магнием наблюдалось авторами работ [7-9].

Избыточный кремний в композитах на основе алюминия влияет на диффузию магния и кремния в алюминии. Увеличение содержания избыточного кремния в композитах Al-Mg₂Si-Si приводит к увеличению интервала кристаллизации [10]. Известно, что избыточный кремний имеет положительный эффект на механические свойства сплавов, подвергнутых искусственному старению [11-13].

Цель исследования – установить закономерности изменения структуры сплавов Al-Mg-Si в зависимости от химического состава и после термической обработки.

Методика проведения эксперимента

Химический состав сплавов приведен в таблице 1.

Опытные плавки проводили в печи сопротивления в графитовом тигле емкостью 250 г. В качестве исходных материалов использовали алюминий высокой чистоты (99,997), лигатуры AlSi25, AlMn26, AlMg50.

В перегретый до 720 °С алюминий добавляли поочередно предварительно подогретую до 350 °С кремниевую, марганцевую лигатуры. Магниевую лигатуру вводили последней, погружая навеску под зеркало расплава графитовым колокольчиком. После ввода лигатуры расплав продували аргоном в течение 10 мин. После продувки металл заливали в стальную прямоугольную форму с комнатной температурой. Были получены слитки с размером 160x25x17 мм и массой около 0,25 кг. Из центра слитков вырезали кубические образцы размером 10x10x10 мм для последующих механических испытаний и исследований структуры.

Серия образцов была обработана по режиму T6 [4], который включает гомогенизацию при температуре 570 °С в течение 60 мин, закалку в воду при комнатной температуре и искусственное старение при температуре 175 °С (табл. 2). Температура нагрева под закалку была выбрана на основании результатов калориметрических исследований [14]. Старение проводилось сразу после закалки.

Исследования структуры проводились с использованием сканирующего элек-

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов, %мас.

Сплав	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Cu	Zn	Комментарии
LP	6,0	0,4	0,6	0,3	0,1	0,1	0,1	Al-1Mg ₂ Si-5Mg
LP1	7,0	1,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-3Mg ₂ Si-5Mg
LP2	7,0	2,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-6Mg ₂ Si-3Mg
M	5,0	2,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-6Mg ₂ Si-1Mg
LP3	7,0	3,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-9Mg ₂ Si-1Mg
LP4	7,0	4,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-10,5Mg ₂ Si-0,5Si
LP5	7,0	5,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-10,5Mg ₂ Si-1,5Si
AK7	0,3	6,9	0,02	0,2	-	0,05	0,05	Al-7Si

Таблица 2. Химический состав зерна α -Al сплавов серии LP (ЛРСА)

Сплав	Отношение Mg/Si	Химический состав, %мас.					
		O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
LP (Л*)	15,0	0,93	5,35	93,10	-	0,59	0,03
LP (ТО**)		0,85	5,63	92,93	-	0,56	0,03
LP1 (Л)	7,0	0,94	4,33	94,81	0,21	0,55	0,06
LP1 (ТО)		0,95	5,83	92,56	0,11	0,54	-
LP2 (Л)	3,5	1,13	3,02	94,97	0,34	0,55	-
LP2 (ТО)		1,06	3,70	94,52	0,12	0,58	0,02
M (Л)	2,5	0,67	1,90	96,57	0,34	0,50	0,02
M (ТО)		0,58	1,87	96,70	0,32	0,51	0,02
LP3 (Л)	2,2	0,91	2,41	95,74	0,40	0,52	0,04
LP4 (ТО)		1,13	2,40	95,57	0,34	0,51	0,04
LP4 (Л)	1,8	1,06	2,01	95,90	0,52	0,51	-
		0,81	0,90	97,11	0,68	0,51	-
LP5 (Л)	1,4	1,05	1,76	95,96	0,65	0,51	0,06
LP5 (ТО)		1,31	0,75	95,97	1,41	0,55	0,01

* - литое состояние, ** - сплав после термообработки

тронного микроскопа «JEOL JSM 7600F» и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) PHILIPS CM-30 при ускоряющем напряжении 250 кВ. Определение химического состава фаз и распределения элементов проводили методом локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА).

Измерение твердости проводили на тестовой машине Бринелля с шариком диаметром 2,5 мм и нагрузкой 62,5 кг в течение 10 с. Испытания микротвердости – на полированных нетравленных шлифах на микротвердомере Duramin-2 (Struers, Дания). Измерения микротвердости по Виккерсу HV проводили для зерен α -Al с использованием нагрузки 0,05 кгс в течение 10 с.

Измерение прочности на разрыв проводилось на разрывной машине INSTRON 5582 с использованием плоских образцов, приготовленных по стандарту EN ISO 6892-1.

Результаты

На рис. 1 представлена литая структура исследуемых сплавов. Микроструктура всех образцов (за исключением LP) состоит из первичных зерен α -Al, окруженных эвтектическими колониями (Al)+(Mg₂Si). Эвтектика имеет пластинчатую морфологию, первичные кристаллы Mg₂Si, форму правильного октаэдра и расположены в центрах эвтектических колоний. Количество Mg₂Si в сплаве LP для формирования эвтектики недостаточно.

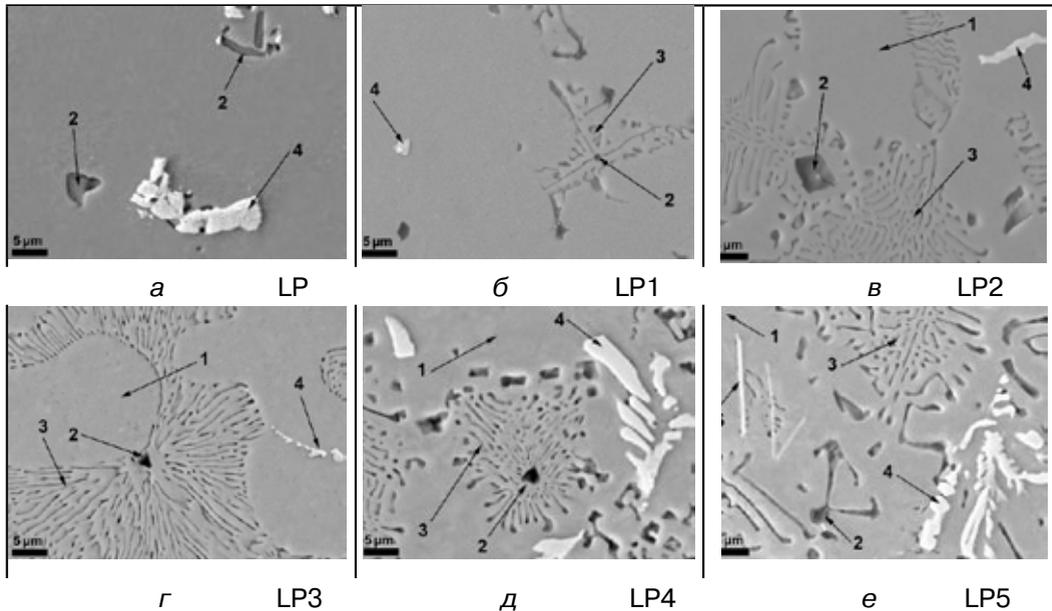


Рис. 1. Микроструктуры исследуемых сплавов в литом состоянии. 1 – матрица α -Al; 2 – первичная фаза Mg₂Si; 3 – эвтектика Al-Mg₂Si; 4 – марганецсодержащие фазы Al₆(Mn,Fe), α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂, β -Al₅(Mn,Fe)Si; 5 – марганцево-кремниевая δ -Al₄Si₂(Mn,Fe)

Распределение элементов. Зерно α -Al

Твердый раствор α -Al во всех сплавах серии LP содержит магний, кремний и марганец (табл. 2). Как известно, растворимость магния в алюминии составляет 1,4 %, и кремния – 0,4 %, при комнатной температуре.

В данной серии сплавов содержание магния и кремния в твердом растворе меняется с вариацией соотношения Mg/Si в сплавах (табл. 2). При избытке магния соотношение составляет более 2, а кремния – менее 2. Для всех сплавов содержание марганца в твердом растворе α -Al 0.56 ± 0.03 %мас. Присутствие незначительного пика кислорода в ЛРСА-спектре объясняется тенденцией алюминия и магния к окислению при приготовлении образцов.

В процессе гомогенизации происходит распределение всех элементов по зерну и повышается содержание избыточного элемента (магния или кремния) в α -Al матрице. Исключением являются сплавы M и LP3, в которых концентрация магния и кремния в твердом растворе меняется незначительно, что может быть связано с соотношением Mg/Si, которое в этих сплавах близко к стехиометрическому.

Mn и Si-содержащие фазы

Из-за плохой растворимости, железо и кремний образуют с алюминием в Al-Mg-Si сплавах игольчатые интерметаллические включения (рис. 2, а), которые снижают прочность и пластичность сплавов. Для нейтрализации негативного эффекта [12-13] Fe-содержащей фазы, сплавы дополнительно были легированы 0,6 %мас. Mn.

Авторами [12] сообщалось, что в сплаве с номинальным составом Al-7Mg-5Si %мас. образуется две эвтектики (Al-Mg₂Si и Al-Si). Тем не менее, эвтектики Al-Si, не было обнаружено в сплаве LP5 с номинальным составом Al-7Mg-5Si-Mn (рис. 2, е

Кристаллизация и структурообразование сплавов

и 3, г). Избыток кремния с марганцем и железом образуют несколько типов Mn-содержащих фаз в представленных сплавах (рис. 1, 2, а-в).

Как показали проведенные исследования, добавление 0,6 %мас. Mn в сплав с номинальным составом Al-7Mg-3Si улучшает его механические свойства в среднем на 30 % (рис. 2, г).

Морфология Mn-содержащих фаз, наблюдаемых во всех сплавах, показана на рис. 1, 2. Их химический состав и стехиометрия представлены в табл. 3. Эти фазы могут быть идентифицированы как $Al_8(Mn, Fe)$, $\alpha-Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, $\beta-Al_5(Mn, Fe)Si$, $\delta-Al_4(Mn, Fe)Si_2$. Как можно видеть из рис. 2 и табл. 3, термообработка способствует переходу метастабильных фаз в стабильное состояние [15-16].

Эвтектика

ЛРСА-спектр ламелей, исключая алюминий из количественного состава, дал результат очень близкий к стехиометрии Mg_2Si . ЛРСА -спектры межламельного

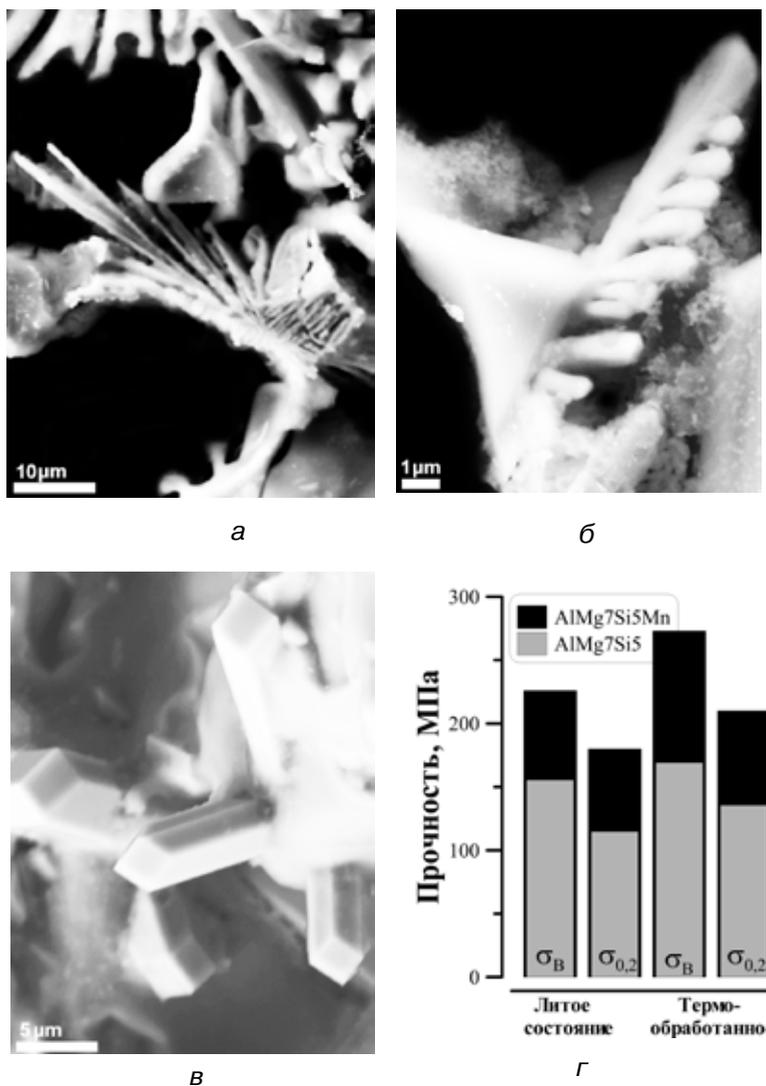


Рис. 2. Влияние марганца на структуру и свойства сплавов Al-Mg-Si: а – морфология игольчатой фазы $\alpha-Al_{12}Fe_2Si$ в сплаве AlMg7Si₃; б – морфология стабильной марганцевой фазы $\alpha-Al_{12}(Mn, Fe)_2Si$; в – морфология нестабильной игольчатой фазы $(\delta-Al_4(Mn, Fe)Si_2)$; г – влияние легирования марганцем на предел прочности и предел текучести сплава AlMg7Si₃

Таблица 3. Состав Mn-содержащих фаз в сплавах (ЛРСА)

Стехиометрия фазы	Сплав	Химический состав, %мас.						
		O	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Al ₆ (Mn,Fe) Al ₈ (Mn,Fe)	LP	1,40	0,76	73,24	0,13	16,05	8,27	0,15
	LP1	1,60	1,80	70,78	1,09	16,20	8,51	0,02
	LP2 (Л)	2,07	2,20	70,38	1,03	16,40	7,86	0,06
α-Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂ , α-Al ₁₂ (Mn,Fe) ₃ Si (стабильная фаза, рис. 2, в)	LP2 (ТО)	0,89	0,66	65,58	5,56	17,77	9,37	0,17
	М (Л)	1,82	0,86	70,51	5,53	13,11	7,84	0,32
	М (ТО)	1,00	1,08	70,76	5,83	13,45	7,50	0,39
	LP3 (Л)	1,73	0,74	66,50	4,85	14,28	11,30	0,60
	LP3 (ТО)	1,53	0,67	69,70	4,78	13,31	9,91	0,10
δ-Al ₄ (Mn,Fe)Si ₂ (нестабильна фаза, рис. 2, б)	LP4 (Л)	1,52	1,06	60,39	26,77	7,65	2,20	0,42
	LP5 (Л)	1,10	0,74	58,12	21,29	16,77	1,66	0,32
β-Al ₅ (Mn,Fe)Si (стабильная фаза)	LP5 (Л)	0,49	0,22	59,18	11,86	25,13	2,42	0,71
	LP4 (Л)	0,82	0,62	62,02	10,43	21,80	3,94	0,37
	LP4 & LP5 (ТО)	1,59	4,00	58,50	11,65	21,86	2,29	0,11

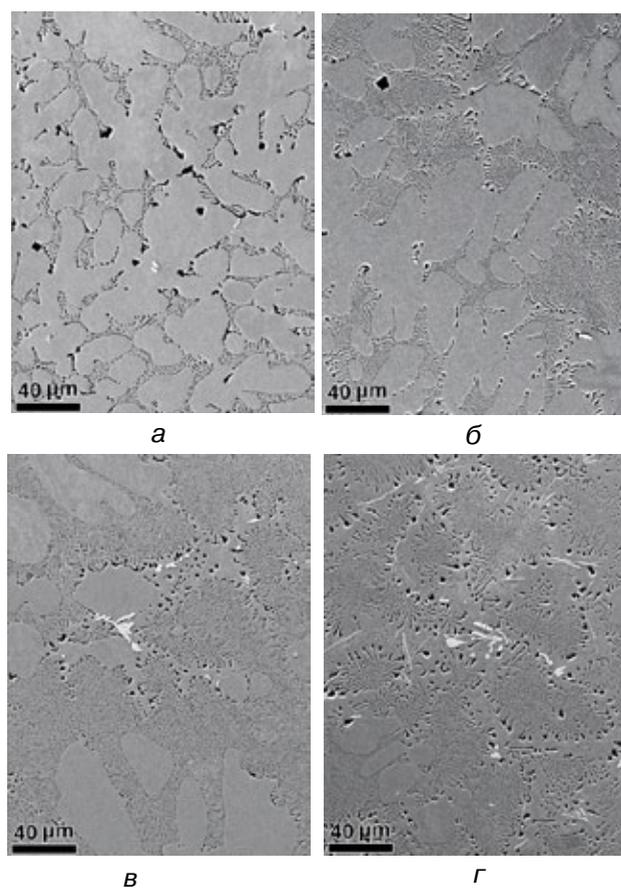


Рис. 3. Объемная доля Al-Mg₂Si эвтектики: а – сплав М; б – сплав LP2; в – сплав LP4; г – сплав LP5

расстояния показали повышенны содержания магния и кремния по отношению к матрице α-Al.

С увеличением доли Mg₂Si в Al-Mg₂Si сплавах объем эвтектической фракции Al-Mg₂Si возрастает [17].

С увеличением количества магния в системе Al-Mg₂Si точка эвтектики смещается в сторону с более низкой концентрацией Mg₂Si, объем α-Al уменьшается, а объем эвтектики Al-Mg₂Si увеличивается (рис. 3, а, б).

Увеличение количества кремния в сплавах Al-Mg₂Si также смещает точку эвтектики в сторону богатой алюминием. Объем первичного α-Al уменьшается. В сплаве LP5 с 1,5 %мас. избыточного кремния, твердый раствор α-Al практически исчезает, а объемная доля Al-Mg₂Si эвтектики достигает максимума, при отсутствии эвтектики Al-Si (рис. 3, в, г).

Механические свойства

Результаты исследований твердости и испытаний на растяжение приведены на рис. 4. В результате гомогенизации НВ и HV_{0,05} значительно уменьшаются

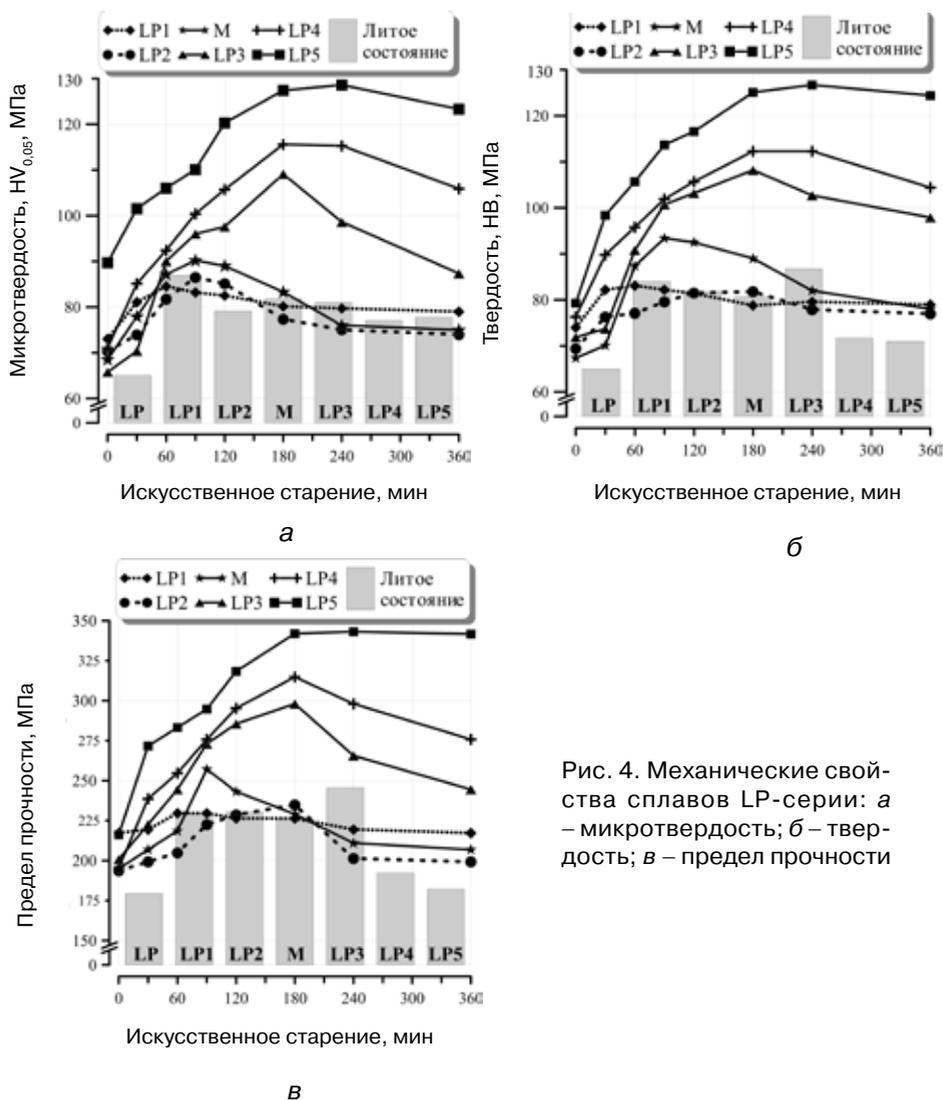


Рис. 4. Механические свойства сплавов LP-серии: а – микротвердость; б – твердость; в – предел прочности

(за исключением сплава LP5). А искусственное старение приводит к увеличению всех механических свойств исследуемых сплавов. Изменения в процессе термообработки являются результатом нескольких процессов, которые протекают при нагревании.

Первый процесс – это сфероидализация эвтектики (рис. 5, а). Высокая температура гомогенизации приводит к быстрой дезинтеграции эвтектических ламелей на небольшие сферы. В работе [18] представлена модель сфероидизации эвтектических ламелей и волокон в сплавах системы Al-Mg-Si.

Второй процесс – растворение первичных Mn-содержащих фаз и формирование вторичных включений, которые включают в себя марганец, кремний и железо (рис. 5). Морфология частиц показана на рис. 5-6, б. Эти частицы могут быть идентифицированы как α - $(Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2)$ фаза (рис. 5, в). Отсутствие когерентности фазы α - $(Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2)$ с α -Al влияет (наряду с распадом эвтектических ламелей) на снижение механических свойств сплавов.

Еще один процесс происходит в сплавах LP4, LP5. Это преобразование метастабильной игольчатой образной α -фазы в более стабильное состояние посредством диффузионных процессов [19, 20]. После гомогенизации избыток кремния из δ -фазы растворяется в твердом растворе (табл. 2, 3). Как можно видеть из рис. 4 этот процесс улучшает твердость и прочность сплава уже после гомогенизации.

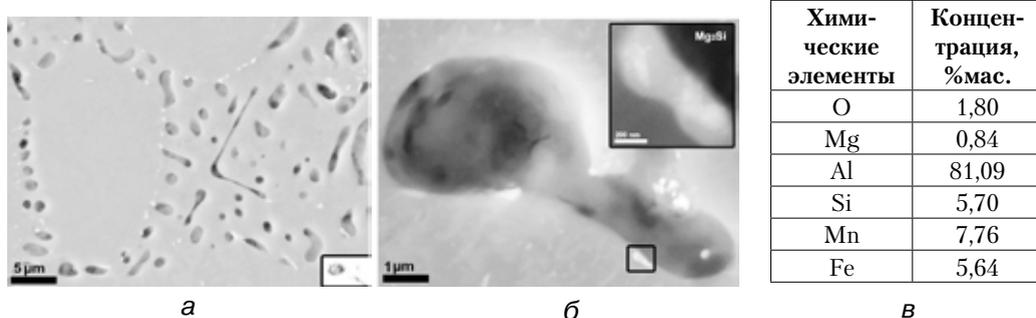


Рис. 5. Образование вторичных марганцевых фаз и их химический состав в процессе гомогенизации

Остальные процессы происходят в твердом растворе и заключаются в формировании наноразмерных выделений при распаде перенасыщенного твердого раствора (SSS) в процессе старения (рис. 6). Установлено, что в Al-Mg-Si сплавах распад пересыщенного твердого раствора происходит в процессе старения в последовательности $SSS \rightarrow GP-I \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta-Mg_2Si$, где GP-I – зоны Гинье-Престона [19-20].

Твердый раствор содержит пластинчатые частицы, которые могут быть распознаны на рис. 6, а. Одной стороной они связаны с изогнутыми линиями, которые могут быть определены как дислокации.

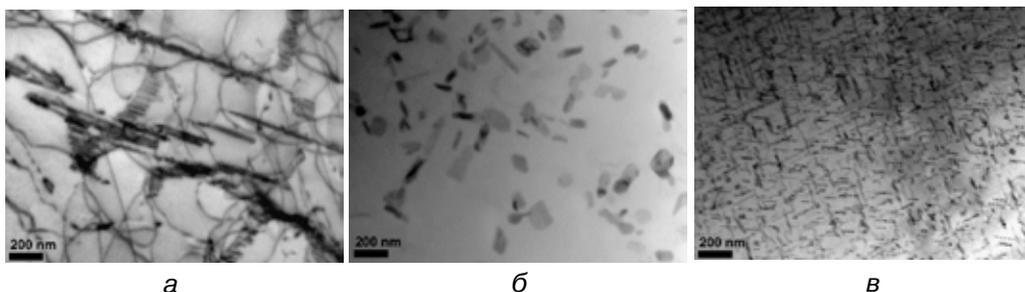


Рис. 6. TEM изображения вторичных выделений в литейных сплавах системы Al-Mg-Si-Mn: литое состояние (а); гомогенизированное (б); состаренное (в)

В работах [21, 22] показано, что эти частицы образуются после естественного старения в результате гетерогенного зарождения на дислокациях. Точный химический состав этих выделений не может быть определен, потому что пластины настолько тонки, что окружающий материал матрицы влияет на ЛПСА спектр сильнее, чем сама частица. В работах [21, 22] показали прямую связь между плотностью дислокаций и числом выделений.

На рис. 4 можно видеть, что твердость и прочность на разрыв сплавов не увеличиваются с ростом содержания Mg (LP2 и М – сплавы с одинаковой долей Mg_2Si и различным содержанием Mg), но пропорционально увеличивается с увеличением объема эвтектики (сплавы LP и LP1, М и LP3 – одинаковое количество избыточного Mg и разная доля Mg_2Si). Аналогичные результаты были получены в работах [6, 11].

Как сообщалось в [23], в сплавах системы Al-Si-Mg увеличение содержания Mg до определенного количества приводит к повышению механических свойств, но дальнейшее увеличение приводит к их снижению.

Из рис. 4 видно, что термообработка практически не влияет на механические свойства сплавов с избыточным количеством магния.

Анализ литературных данных [10, 12, 24] показал, что механические свойства сплавов Al-Mg₂Si-Si (с избыточным содержанием кремния и с увеличением объемной доли Al-Si эвтектики) улучшаются. Но в нашей серии сплавов избыточный кремний образует с марганцем метастабильное игольчатое соединение $\delta-AL_4(Mn, Fe)Si_2$, которое значительно ухудшает свойства сплавов в литом состоянии.

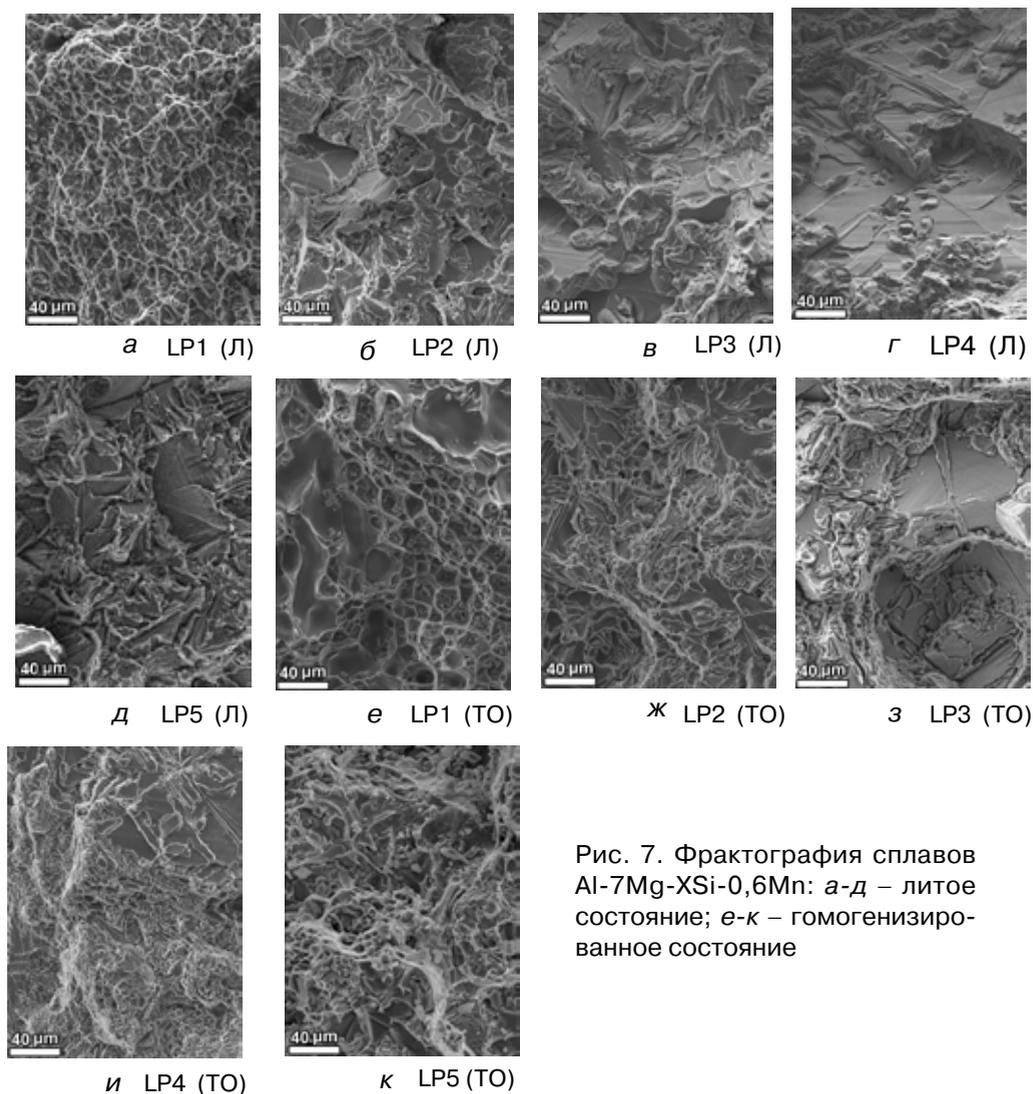


Рис. 7. Фрактография сплавов Al-7Mg-XSi-0,6Mn: а-д – литое состояние; е-к – гомогенизированное состояние

Как показали результаты испытаний (см. рис. 4), термообработка сплавов с избыточным кремнием улучшает механические свойства. С увеличением времени искусственного старения (при 175 °С) твердость сплавов с избыточным кремнием растет. Это можно объяснить повышением количества кремния в твердом растворе, что позволяет образовать большее количество упрочняющих частиц.

Фрактография

Характер поверхности излома также подтверждает тот факт, что основной упрочняющей фазой в представленной системе сплавов являются эвтектические ячейки Al-Mg₂Si. С увеличением доли эвтектики количество хрупких поверхностей излома пропорционально растет и предел прочности становится выше (от квази-вязкого разлома LP1 до транскристаллического LP3).

Начало разрушения находится на границе – эвтектическая ячейка-зерно α-Al и эвтектическая ячейка-эвтектическая ячейка. Дополнительные концентрации напряжений в сплавах LP4 и LP5 обусловлены наличием игольчатых образных (δ-фаза). Это подтверждает наше предположение о том, что причиной резкого ухудшения механических свойств в литом состоянии является кремнийсодержащие фазы. Окончательные траектории трещин, как правило, проходят через эвтектические ячейки, что приводит к их разлому и образованию плоских областей (рис. 7). Траектория разрушения преимущественно проходит через усадочные дефекты. Большое

количество дефектов усадки приводит к значительному снижению механических свойств [25].

Гомогенизация приводит к уменьшению количества хрупких поверхностей, по сравнению с литым состоянием, и формированию вязкого излома. Это связано с сфероидизацией эвтектических ламелей. Это также обуславливает снижение механических свойств (рис. 4). Подобные эффекты термической обработки на формирование поверхности излома были получены авторами [26].

Выводы

- Анализ микроструктуры показал, что в литом состоянии Al-Mg-Si-Mn сплав состоит из трех фаз: матрица α -Al, эвтектика (Al)+(Mg₂Si) и первичные кристаллы Mg₂Si. Зерна α -Al имеют дендритную морфологию, а эвтектика состоит из пластин Mg₂Si, перемежающихся с α -Al. Зарождение эвтектических ламелей происходит на первичных кристаллах Mg₂Si, расположенных в центрах эвтектических колоний.

- В зависимости от отношения компонентов в Al-Mg-Si-Mn сплавах может образовываться несколько типов Mn-содержащих фаз. Увеличение содержания кремния приводит к образованию менее стабильных фаз. В сплавах с избытком кремния образуется метастабильная α -Al₄(Mn,Fe)Si₂ фаза. Это приводит к ухудшению механических свойств.

- В течение 60 мин гомогенизация ламели Mg₂Si трансформируется в отдельные сферы диаметром 1 мкм.

- Гомогенизация выравнивает распределение элементов по зерну и увеличивает количество избыточного элемента (магния или кремния) в α -Al матрице. В результате растворения первичных Mn-содержащих фаз, в твердом растворе образуются вторичные Mn-содержащие выделения. Метастабильная игольчатая δ -фаза при гомогенизации преобразовывается в более стабильное состояние (α или β) в результате диффузионных процессов.

- Искусственное старение при 175 °С приводит к образованию упрочняющих частиц, что приводит к увеличению твердости и микротвердости α -матрицы. Старение не приводит к морфологическим изменениям фазовых составляющих.

- Избыток магния не оказывает значимого влияния на механические свойства сплавов.

- Основной упрочняющей фазой в представленной системе сплавов являются эвтектические ячейки Al-Mg₂Si. Это также подтверждается и результатами фрактографии.

- Было установлено, что избыток кремния (LP4 и LP5 сплавы) повышает способность к формированию упрочняющих частиц в α -матрице, что приводит к существенному увеличению механических свойств сплавов.



Список литературы

1. Aluminium alloys: promising materials in the automotive industry / I. N. Fridlyander, V. G. Sister, O. E. Grushko, V. V. Berstenev, L. M. Sheveleva, L. A. Ivanova Metal Science and Heat Treatment Vol. 44, Nos. 9-10. – 2002. – P. 365-370.
2. Zajac, S, Bengtsson, B, Jonsson C. Influence of cooling after homogenization and reheating to extrusion on extrudability and final properties of AA6063 and AA6082 alloys. Materials Science Forum. 2002. – P.396-402 and – P. 675-680.
3. Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys Materials and Design 53 / Wang Yongjin, Liao Hengcheng, Wu Yuna, Yang Jian. – 2014. – P. 634-638.
4. Microstructural formation in hypereutectic Al–Mg₂Si with extra Si, Journal of Alloys and Compounds 477. Chong Li, Yuying Wu, Hui Li, Xiangfa Liu. – 2009. – P. 212-216.
5. Equilibrium pseudobinary Al–Mg₂Si phase diagram, Materials Science and Technology / J. Zhang, Z Fan., Y. Q. Wang, B. L. Zhou – May. – 2001. – Vol. 17. – P. 494-496.

6. *Feng Yana, Shouxun Jib, Zhongyun Fanc* Effect of Excess Mg on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Mg₂Si High Pressure Die Casting Alloys, *Materials Science Forum.* – Vol. 765. – 2013. – P. 64-68.
7. Age-hardening behavior and HRTEM observation of precipitates in excess Mg type Al-Mg-Si-Al alloy / zusa Furihata, Kenj Matsudai, Jun-ya Nakamura, Susumu Ikeno, Yasuhiro Uetani *Materials Science Forum.* – Vol. 519-521. – 2006. – P. 507-510.
8. *Radziszewska A.* Structural and chemical composition studies of pulsed laser deposited β -Al-Mg thin films, *Journal of Microscopy.* 20010. – Vol. 237, Pt 3. – P. 384–387.
9. K. Matsuda, T. Yoshida, T. Wada, A. Yoshida, U./Uetani, T. Sato, A. Kamio. and S. Ikeno Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys with Excess Magnesium”, *J. Japan Inst. Metals.* – 1998. – Vol. 62. – P. 718-726.
10. *Zhang Jian, Yu-qing Yu-qing Wang, Yang Bing* / Effects of Si content on the microstructure and tensile strength of an in situ AlMg₂Si composite, *Journal of MATERIALS RESEARCH.* – 1999. – Vol. 14, N°1. – Jan. – P. 68-74.
11. *Jing Qingxiu, Zhang Caixia, Huang Xiaodong* / Study on in-situ Mg₂Si/Al-Si composites with different compositions *China Foundry.* – 2009. – Vol. 6. – N° 2. – P. 133-136.
12. Development of a Cast Al-Mg₂Si-Si In Situ Composite: Microstructure, Heat Treatment, and Mechanical Properties / *E. Georgatis, A. Lekatou, A. E. Karantzalis, H. Petropoulos, S. Katsamakis, A. Poulia.* *Journal of Materials Engineering and Performance* – Vol 22(3). – March 2013. – P. 729-741.
13. Effects of Excess Mg and Si on the Isothermal Ageing Behaviours in the Al-Mg₂Si Alloys / *Chau Doan Long, Nakai Kiyomichi, Matsuura Yoshitsugu, Kobayashi Sengo and Ohmori Yasuya* *Materials Transactions.* – Vol. 43, N° 6. – 2002. – P. 1371-1380.
14. Разработка новых литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn с добавками 1,0 Li и 0,1 5 %мас. Ti + 0,1 вес.% Zr / О. Л. Прач, А. И. Трудоношин, В. В. Бойко, К. В. Михаленков // *Метал и Литье, ФТИМС.* – Киев. – № 8. – С. 17-23.
15. *Lu Lia, Rongfeng Zhoua, Dehong Lua, Yehua Jianga, Rong Zhoua* / Effect of Cooling Slope and Manganese on the Microstructure of Hypereutectic Al-Si Alloy with 2%Fe, *Materials Research.* – 2014. – 17(2): 511-517.
16. *Chakkrist Phongphisutthinan, Hiroyasu Tezuka* / Tatsuo Sato, Semi-Solid Microstructure Control of Wrought Al-Mg-Si Based Alloys with Fe and Mn Additions in Deformation-Semi-Solid-Forming Process / *Materials Transactions.* 2011. – Vol. 52. – 5. – P. 834 to 841.
17. *Otarawanna S., Gourlay C. M., Laukli H. I., Dahle A. K.* / Microstructure Formation in AlSi₄MgMn and AlMg₅Si₂Mn High-Pressure Die Castings, *Metallurgical And Materials Transactions A.* 2009. – Vol. – 40 A. – P. 1645-1659.
18. Выбор и оптимизация режима термообработки для повышения механических свойств литейных сплавов системы Al-Mg-Si / А. И. Трудоношин, О. Л. Прач, В. В. Бойко, и др. // *Процессы Литья.* 2014. – № 4. – С. 12-28.
19. The Precipitation Sequence In Al-Mg-Si Alloys, *Acta mater* / G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, M. J. Couper. – 1998. – Vol. 46. – N°. 11. – P. 3893-3904.
20. *Ravi C., Wolverton C.* First-principles study of crystal structure and stability of Al-Mg-Si-(Cu) precipitates, *Acta Materialia* 52. – 2004. – P. 4213-4227.
21. *Boyko V., Link T., Korzhova N., Mykhalenkov K.* Microstructure characterization of AlMg₅Si₂Mn casting alloy, in: *Materials Science and Technology (MS&T) 2013, October 27-31, Montreal, Quebec, Canada.* – 2013. – P. 1331-1338.
22. Природне старіння ливарного сплаву AlMg₅Si₂Mn / О. І. Трудоношин, О. Л. Прач, К. В. Бойко В. В. Михаленков // *Наукові вісті НТУУ «КПІ».* – 2014. №1. – С. 47-53.
23. *Liu Hong, Song Wen-Ju, Zhao Gang, Liu Chun-Ming, Zuo Liang* / Effect of Mg on microstructures and properties of Al-Mg-Si-Cu aluminium alloys for automotive body sheets, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* – 2005. – Vol. 15. – №1. – P. 30-31.
24. *Yongjin Wang, Hengcheng Liao, Yuna Wu, Jian Yang* / Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys. *Materials and Design* 53. – 2014. – P. 634-638.
25. *Jiang Wen-Ming, Fan Zi-Tian, Liu De-Jun* / Microstructure, tensile properties and fractography of A356 alloy under as-cast and T6 obtained with expendable pattern shell casting process *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 22. – 2012. – P. 7-13.
26. *Mrówka-Nowotnik G.* Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys *Archives of Materials Science and Engineering.* – 2010. – Vol. 46, Issue 2, December. – P. 98-107.
27. *Mondolfo L. F.* *Aluminium Alloys: Structure and Properties.* Butterworth & Co Publishers Ltd; 2nd Revised edition. – December 1979. – P. 971.

**В. Н. Цуркин, А. В. Иванов, Н. А. Федченко,
С. С. Череповский, Н. А. Васянович, М. Л. Фещук**

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев

КОНДУКЦИОННАЯ ЭЛЕКТРОТОКОВАЯ ОБРАБОТКА РАСПЛАВА СПЛАВА А390 В КОМПЛЕКСЕ С МОДИФИКАТОРАМИ

Определены физические условия и технологические параметры импульсной кондукционной электротокковой обработки расплава сплава А390 в комплексе с химическим модифицированием, которые обеспечивают повышение показателей качества литого металла: предел прочности – на 14 %, относительное удлинение – с 0,8 до 2,8 %.

Ключевые слова: *заэвтектический силумин, расплав, модифицирование, кондукционная электротокковая обработка, кристаллизационная способность расплава.*

Визначено фізичні умови і технологічні параметри імпульсної кондукційної електрострумкової обробки розплаву сплава А390 в комплексі з хімічним модифікуванням, які забезпечують підвищення показників якості литого металу: межі міцності – на 14 %, відносно подовження – з 0,8 до 2,8 %.

Ключові слова: *заэвтектичний силумін, розплав, модифікування, кондукційна електрострумова обробка, кристалізаційна здібність розплаву.*

Physical terms and technological parameters of conducting pulse electric treatment of melt of А390 alloy in a complex with the chemical modification, which provided the increase of quality indexes of the cast metal: tensile strength on 14 %, relative elongation from 0,8 to 2,8 %, are defined.

Keywords: *hypoeutectic silumin, alloy, modification, conduction electric pulse treatment, alloys crystallization ability.*

Введение

В предыдущей статье [1] экспериментально показаны функциональные возможности энергетического модифицирования поршневого заэвтектического силумина (ПЗС) сплава А390 кондукционной электротокковой обработкой (КЭТО) жидкого состояния. Исследовано влияние тока: постоянного (по амплитуде), импульсного низковольтного (с амплитудой до 1 кА) и импульсного высоковольтного (с амплитудой свыше 1 кА). Установлено, что наиболее эффективное энергетическое модифицирование обеспечивается при КЭТО импульсами тока в жидком состоянии в температурном интервале охлаждения от 850 до 685 °С. Наиболее вероятным механизмом, с помощью которого происходит измельчение кристаллов Si_1 и модифицирование его эвтектической составляющей Si_2 , может быть структурная перестройка микронеоднородного строения жидкого металла, обеспечивающая увеличение количества зародышей кристаллизации на 2-3 порядка. Также в работе показано, что КЭТО вне печного агрегата потенциально обеспечивает уменьшение размеров Si_1 и Si_2 в разы, что может, в принципе, составить конкуренцию химическому модифицированию и легированию сплава с помощью вводимых добавок. Но с помощью использованного в работе оборудования при исследованных параметрах и режимах обработки все же не достигнуты размеры Si_1 до 20 мкм, а Si_2 до 10 мкм, которые, как известно, и гарантируют высокие показатели свойств литого металла [2-4].

На сегодня проблема повышения показателей свойств ПЗС зачастую решается

одновременным введением в расплав различных добавок, эффективность которых зависит от многих факторов, в том числе и от взаимного их влияния на перестройку структуры сплава. При этом, как подчеркнуто в работе [2], пока отсутствуют универсальные рекомендации относительно параметров и режимов обработки расплава модификаторами, а также относительно наиболее эффективных модифицирующих элементов и их оптимального сочетания. Но, как свидетельствуют многочисленные экспериментальные результаты, с помощью только модификаторов весьма проблематично обеспечить качество, удовлетворяющее потребителям литой металлопродукции. В этом случае прибегают к приемам обработки, связанных с энергетическим воздействием на расплав (вибрацией, ультразвуком, электромагнитной обработкой). Но такие способы являются зачастую энергоемкими, что, естественно, существенно повышает цену литых металлоизделий. Перспектива же использования принципа кондукционной электротокерной обработки расплава с введением модификаторов определяется как низкими энергозатратами метода, так и широким набором функциональных возможностей электрического тока обеспечивать перемешивание расплава, активировать процессы растворимости, переноса, сорбции и оказывать каталитическое влияние на физико-химическое взаимодействие добавок химических элементов с компонентами расплава [5-7].

При этом, как показано в работах [1, 5, 7], импульсные режимы электрического тока за счет генерирования в расплаве высококонцентрированных мощных потоков энергии имеют большие функциональные возможности, чем переменный или постоянный ток, обеспечивающие активное позитивное изменение кристаллизационной способности расплава, в том числе за счет повышения активационного действия модификаторов.

Цель работы – определить физические условия и технологические параметры импульсной кондукционной электротокерной обработки расплава сплава А390 в комплексе с химическим модифицированием, которые обеспечат повышение показателей качества литого металла.

Методические особенности экспериментальных исследований

В качестве объекта обработки был выбран сплав А390 с химическим составом (в %мас.): Si – 18,5; Cu – 3,9; Mn – 0,12; Mg – 0,12; Ti – 0,2; Fe – 0,4; Zn – 0,02. Температурный интервал его кристаллизации определен диапазоном от 667 до 562 °С. Выплавку проводили в шахтной электропечи в металлических футерованных тиглях, где и проводили обработку током вне печного агрегата. Масса сплава составляла величину от 150 до 800 г. После обработки расплав заливали в металлическую форму для получения образцов, подвергаемых испытанию на разрыв по ГОСТу 1497-84 (ИСО 6892-84). Внутреннюю поверхность этой формы покрывали составом на основе мела и жидкого стекла. Форму предварительно прогревали до 180 °С, что обеспечивало полную ее заполняемость. Также обработанный расплав заливали в массивный медный кокиль, температура которого составляла 10 °С. Анализ микроструктуры сплава выполнялся по традиционной методике [8] на микроскопе Neofot-32 М. Образцы-свидетели вырезали из разных участков отливки. Температуру расплава регистрировали терморегулятором ТК-4К и хромель-алюмелевыми термопарами. Для химического модифицирования использовали натрий, фосфор, титан, SiC.

Действие натрия на измельчение Si₁ однозначно не доказано, но отмечается его поверхностно-активная роль, затрудняющая рост эвтектических колоний; кроме того, имеются сведения о повышении механических свойств ПЗС при совместной обработке натрия и фосфора [2].

Наиболее употребляемым в производственных условиях модификатором для ПЗС является фосфор. Но его прямое действие на Si₃ не обнаружено, а «... измельчение Si₁ до размеров порядка 15 мкм возможно только при хорошем модифицировании фосфора в тонкостенных отливках...» [2].

Эффект от дополнительного введения титана в сплав А390 не однозначен, хотя,

Кристаллизация и структурообразование сплавов

как показано в работе [9], добавка его в малых дозах способствует лучшему усвоению вводимых добавок.

Интерес к SiC как к модификатору для ПЗС проявился не так давно из-за практической идентичности его кристаллической решетки и элементарного кремния [10].

Модификаторы вводили колокольчиками в состав предварительно измельченных лигатур $AlCu_2,5P_3$, $AlTi_5B_1$, Al_8SiC так, что количество вводимого фосфора варьировалось в пределах от 0,01 до 0,075; титана – от 0,05 до 0,5 %; SiC – от 0,1 до 0,8 %; натрий вводили в составе флюса NaCl.

Выплавку выполняли при температурах от 750 до 900 °С, заливку в температурном интервале – от 685 до 740 °С. Изотермическую выдержку проводили во временном интервале 5-30 мин., при этом время перемешивания расплава титановым импеллером – до 1 мин. Флюс и модификаторы вводили также при разных температурах.

В соответствии с данными работы [1] наилучшие результаты после КЭТО расплава сплава А390 получены с использованием источников импульсного тока, генерируемого как высоковольтным источником, так и низковольтным. Там же представлены характеристики источников тока. Ток вводили в расплав параллельными электродами, изготовленными из титана, диаметр электродов составлял 5 мм, глубина их погружения составляла столько же.

На рис. 1 представлена блок-схема экспериментального стенда, который позволял проводить выплавку в шахтной термопечи с последующим введением флюса и модификаторов, а затем вне печи при остывании расплава проводить обработку импульсами тока в пределах задаваемых параметров.

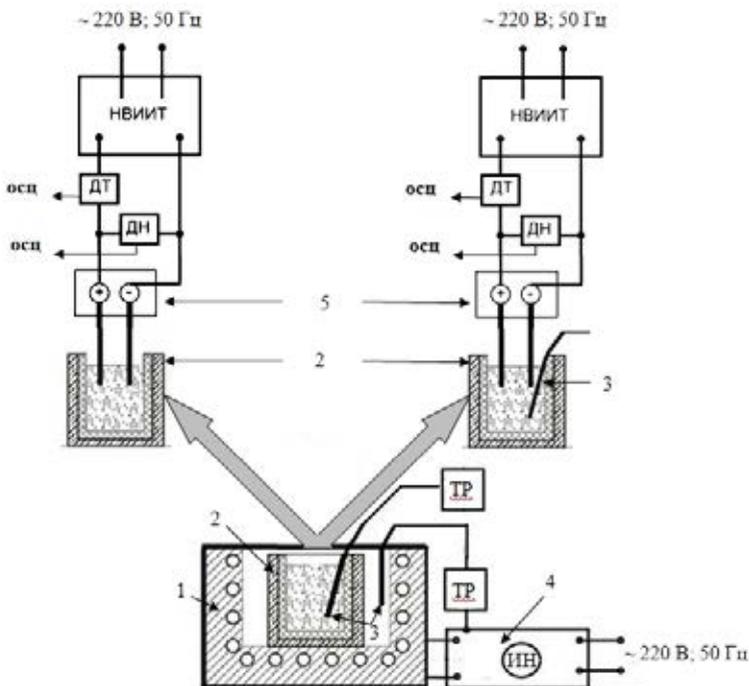


Рис. 1. Блок-схема экспериментального стенда: ДН – датчик напряжения, ДТ – датчик тока, ВВИИТ – высоковольтный источник импульсного тока, ИН – индикатор напряжения, НВИИТ – низковольтный источник импульсного тока, ТР – терморегулятор. 1 – шахтная термопечь, 2 – тигель с расплавом, 3 – термopара, 4 – блок управления и контроля термopечи, 5 – электродная система

Описание и обсуждение результатов

Задача доводки расплава для получения его эффективной кристаллизационной способности является многофакторной и многопараметрической. Поэтому применить здесь методы рационального планирования эксперимента [11] было весьма проблематично, так как в данном случае для сложной динамической модели обработки объекта выбрать условия его функционирования с приемлемой точностью можно только при наличии требуемого объема информации, полученной с определенной достоверностью. Но, как показывают многочисленные экспериментальные данные публикаций по проблеме повышения качества ПЗС, у исследователей нет единого мнения как относительно базовых принципов выбора технологических параметров обработки, так и общих представлений о количестве и составе вводимых добавок [2]. Поэтому в данной работе поиск комплекса эффективных параметров и режимов обработки «модификаторы + импульсное воздействие» проводился методом перебора параметров. В связи с этим гарантированно классифицировать их как оптимальные и (или) универсальные нельзя.

Как известно, одним из ключевых факторов, определяющих эффективность доводки расплава до требуемого уровня его кристаллизационной способности, является температурный. Выбору значений температуры выплавки ПЗС и временного интервала изотермической выдержки, температуры, при которой целесообразно вводить модификаторы, посвящено много работ. Но в большинстве из них, анализируя микронеоднородное состояние расплава, авторы рекомендуют температуры выплавки, изотермической выдержки и введения добавки выбирать на уровне не ниже 950 °С. Именно при этой температуре (и выше) в ПЗС с содержанием кремния порядка 20 % происходит активное разупорядочивание кластерной структуры. В работе [12] обоснованы механизмы ее перестройки при воздействии импульсов электромагнитного поля. Показано, что импульсное нагружение уменьшает размеры кластеров и снижает температуру разупорядоченности. При этом, как отмечено, например, в [13, 14], увеличивается объем зоны мерцающих границ, где наиболее активно происходят процессы переноса и перераспределения элементов жидкой металлической системы. Это в свою очередь способствует образованию дополнительных центров кристаллизации.

В данной работе было установлено, что температура выплавки расплава, а также температура, при которой вводили модификаторы, не определяли столь активно конечный результат комплексной обработки, как условия, обеспечивающие позитивное влияние импульсов тока. Эти условия, как и в работе [1], определяются КЭТО от температуры (820-850 °С) при естественном остывании расплава до температуры заливки.

Представим результаты металлографического анализа образцов сплава А390 после комплексной обработки модификаторами и импульсами тока.

Как и в работе [1], здесь наилучший эффект комплексной обработки получен при использовании низковольтного источника тока, генерирующего импульсы с частотой 40 Гц и амплитудой тока 800 А. В высоковольтном источнике амплитуду тока повышали до величины, при которой получены удовлетворительные результаты, она составляла 15 кА. Дальнейшее наращивание энергии импульса нецелесообразно по двум причинам. Во-первых, это приводит к увеличению не только энергозатрат на обработку, но и массогабаритных показателей генератора. Во-вторых, сравнительно одинаковые результаты структуры металла, полученные при низковольтной и высоковольтной обработке, обеспечиваются разными удельными энергозатратами – 0,1 и 2,0 кВт · ч/т соответственно, что естественно, свидетельствует о наилучшей инвестиционной привлекательности именно низковольтного источника импульсного тока (НВИИТ).

На рис. 2, а представлена микроструктура образца, полученного выплавкой при 820 °С с последующим введением SiC в виде лигатуры, изготовленной на основе алюминия в соотношении 1:8, выдержкой в течение 20 минут. Обработка

НВИИТ с частотой 40 Гц проведена при остывании расплава до 695 °С. Как видим, добавочного уровня измельчения Si_1 здесь не обнаружено ($Si_1 \approx 60$ мкм), наиболее активно SiC повлиял на структуру эвтектики ($Si_2 < 7$ мкм). Но проблема использования SiC заключается в низкой смачиваемости его частиц расплавом алюминия [10]. Это обстоятельство существенно затруднило приготовление модифицирующей лигатуры, а также привело к тому, что не все частицы SiC вовлекаются в кристаллизационный процесс. Но нами обнаружено, что длительная изотермическая выдержка расплава (> 30 мин) все же увеличивает вероятность более активного усвоения расплавом частиц SiC, но, к сожалению, не полного. Попытки активизировать этот процесс импульсами тока не привели к 100 %-ному результату усвоения.

Комплексное воздействие импульсов тока и модифицирования фосфора в составе лигатуры AlCu₂,5P₃ показало, что здесь проявляется не только эффект измельчения Si_1 , свойственный влиянию фосфора, но и активное модифицирование Si_2 , свойственное импульсному току [1]. При этом электрический ток способствовал более активному усвоению фосфора. Введение его в количестве 0,07 % без тока при одинаковых температурных режимах показало практически такой же результат и при доле 0,025 %, но при обработке НВИИТ с частотой посылок импульсов 40 Гц. На рис. 2, б представлена соответствующая микроструктура. Здесь Si_1 измельчился до 35 мкм, Si_2 – до 15.

Как и ожидалось, использование титана в качестве самостоятельного модификатора в составе лигатуры AlTi5B1 при различном количестве добавки в широком интервале температур как при действии тока, так и без него, не показало положительного эффекта. Но вместе с тем положительное действие титана сказалось при использовании набора химических модификаторов. Здесь удовлетворительный результат по структуре литого сплава А390 получен после выплавки при 850 °С, 20-ти минутной изотермической выдержке с трехкратным периодическим перемешиванием по 30 с, и с последующим введением Al8SiC (0,4 %мас. SiC), AlCu₂,5P₃ (0,025 %мас. P), AlTi5B1 (0,15 %мас. Ti) при температуре 820 °С, затем 10-ти минутной изотермической выдержкой с двукратным периодическим перемешиванием по 30 с и далее обработкой вне печи НВИИТ при 40 Гц в температурном интервале от 810 до 700 °С. На рис. 2, в представлена микроструктура полученного при этом образца. Здесь Si_1 выделился в компактной форме размером до 20 мкм, Si_2 модифицирован до 10.

Как было отмечено выше, действие натрия на процессы измельчения Si_1 и модифицирование эвтектики разными авторами трактуется по-разному. Но в работе [15] показано, что комплексная обработка NaCl и вибрацией с режимом акустической кавитации привела к измельчению Si_1 в несколько раз. Но при этом структурные типы Si_1 в положительную сторону не изменились, хотя отмечен эффект образования тонкодифференцированной эвтектики.

В данной работе обнаружен положительный эффект дополнительного использования натрия, вводимого в составе флюса NaCl (1 %мас.) в качестве элемента, благоприятно влияющего на улучшение кристаллизационной способности расплава, обрабатываемого в надликвидусной зоне комплексом мероприятий (Na+P+НВИИТ). На рис. 2, г представлена микроструктура образца, полученного по следующей процедуре: выплавка при 750 °С, введение флюса NaCl (1 %мас.), 10-ти минутная изотермическая выдержка с двукратным перемешиванием по 20 с, введение колокольчиком при перемешивании AlCu₂,5P₃ (P – 0,025 %мас.), подъем температуры до 850 °С, 10-ти минутная изотермическая выдержка с двукратным перемешиванием по 20 с, обработка вне печи НВИИТ при 40 Гц в температурном диапазоне от 840 до 720 °С, заливка. Получены параметры структуры: Si_1 размером 20 мкм, кристаллы в форме октаэдров со сглаженными краями; Si_2 закристаллизовался в виде компактных частиц размером 12 мкм. Испытания образцов на разрыв показали увеличение предела прочности на 14 %, относительного удлинения с 0,8 до 2,8 %. Данные сравнивались с образцом, полученным по аналогичной процедуре, но при остывании сплава без

Кристаллизация и структурообразование сплавов

электротокковой обработки. Микроструктура образца представлена на рис. 2, д. Здесь Si_1 представлен различными формами, размер кристаллов Si_1 – 45 мкм, Si_3 имеет вид ограниченных пластин различной формы размером 15 мкм.

На рис. 2, е представлена микроструктура образца, полученного по аналогичной процедуре обработки, но вместо НВИИТ использован ВВИИТ. Здесь получены размеры включений кремния, аналогичные образцу на рис. 2, г ($Si_1 \approx 20$ мкм; $Si_3 \approx 12$ мкм), но в структуре эвтектики Si_3 затвердел в менее благоприятной форме ограниченных пластин различной формы. При этом в сравнении с контрольным образцом (рис. 2, д) σ_B повышена на 12 %, а δ – с 0,8 до 2,5 %. Заметим, что в образцах (рис. 2, г и е) объем частиц кристаллов Si_1 в сравнении с образцами, полученными только с изотермической выдержкой, увеличен с 12 до 17 %, то есть достигнуто почти полторакратное увеличение. Это косвенно подтверждает тот факт, что комплексная обработка расплава обеспечивает более активное использование кремния в процессах первичной кристаллизации в виде кристаллов Si_1 .

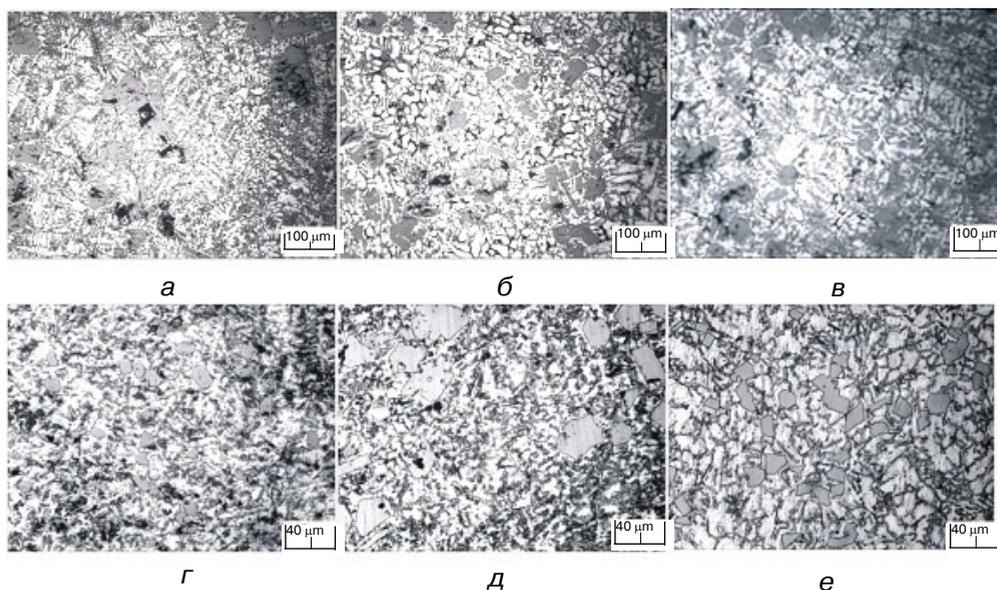


Рис. 2. Микроструктуры образцов после обработки: а – SiC+НВИИТ; б – P+НВИИТ; в – SiC, P, Ti + НВИИТ; г – Na+P+НВИИТ; д – Na+P; е – Na+P+ВВИИТ

В порядке обсуждения полученных результатов отметим, что количественное описание механизмов, обеспечивающее эффект модифицирования структуры ПЗС комплексной обработкой расплава, пока невозможно. Причина тому – недостаток экспериментальных данных, противоречивость в трактовке результатов, сделанных разными авторами. Что касается многофункционального и многоцелевого воздействия электрического тока на процессы зародышеобразования и кристаллизации, то любые попытки количественного описания механизмов воздействия тока, тем более в импульсном режиме тока, пока преждевременны.

Выводы

Выполненные на описанном лабораторном оборудовании эксперименты по выбранным рациональным процедурам комплексной обработки показали возможность получения для сплава А390 дисперсной и однородной структуры, характеризуемой компактными кристаллами первичного кремния с размером 20 мкм и модифицированной эвтектикой с размером включений кремния 10 мкм. При этом объем кристаллов Si_1 увеличен в 1,4 раза, предел прочности – на 14 %, а относительное удлинение увеличено с 0,8 до 2,8 %.

Воздействие в надликовидусной зоне импульсного электрического тока малой удельной мощности (0,1 кВт · ч/т) обеспечивает улучшение кристаллизационной спо-

способности сплава с введенными модификаторами. Логично феноменологически это пояснить, в том числе, действием электромагнитного поля, схожим с каталитическим эффектом и эффектом, свойственным прекурсорам. Более детальное понимание этих эффектов возможно после рассмотрения процессов, происходящих в локальных зонах атомарного и субатомарного уровней, на которых и происходят элементарные акты перестройки структуры жидкометаллической гетерогенной системы.



Список литературы

1. Кондукционная электротоксовая обработка расплава сплава А390 / В. Н. Цуркин, А. В. Иванов, Н. А. Федченко, С. С. Череповский и др. // Процессы литья. – 2014. – № 6. – С. 32-40.
2. Поршневые силумины / Н. А. Белов, В. Д. Белов, С. В. Савченко, М. Е. Самошина и др. – М.: Изд. дом «Руда и металлы», 2011. – 248 с.
3. Влияние магнитогидродинамической обработки расплава медистых заэвтектических силуминов на процессы образования упрочняющих наночастиц в процессе старения / А. А. Березина, В. И. Дубоделов, Т. А. Монастырская, В. Н. Фиксен, и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33. – № 5. – С. 651-662.
4. *Скоробогатько Ю. П.* Фізичне модифікування заэвтектичних алюмінієвих сплавів з використанням електромагнітної дії // Металознавство та обробка металів. – 2011. – №4. – С. 44-50.
5. *Иванов А. В., Синчук А. В., Цуркин В. Н.* Электротоксовая обработка жидких и кристаллизующихся сплавов в литейных технологиях // Электронная обработка материалов. – 2011. – № 47 (5). – С. 89-98.
6. Структурные и фазовые превращения в силуминах под воздействием жидкофазной обработки электрическим током / С. С. Петров, А. Г. Пригунова, В. С. Пригунов и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2009. – Т. 31. – № 8 – С. 1161-1168.
7. О высоковольтной электроимпульсной обработке расплава / Г. П. Борисов, В. Н. Цуркин, А. В. Синчук и др. // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 5 – С. 33-39.
8. *Салтыков С. А.* Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
9. *Peach-Paul, M. I., Katz R. N., Makhlouf M. M.* Optimum parameters for wetting silicon carbide by aluminum alloys // Metallurgical and materials transactions. – 2000. – Vol. 31A. – P. 565-573.
10. *Рафальский И. В.* Получение литейных композиционных материалов из алюминиевых сплавов в гетерогенном состоянии с дисперсными наполнителями // Литье и металлургия. – 2011. – № 3. – С. 26-31.
11. *Зедгенидзе И. Г.* Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. – М.: Наука, 1976. – 390 с.
12. *Черников Д. Г.* Повышение процессов литья при производстве деталей двигателей летательных аппаратов путем воздействия импульсного магнитного поля на расплав. Автореферат дис... канд. техн. наук. – Самара, 2010 – 16 с.
13. *Ершов Г. С., Поздняк Л. А.* Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. – Киев: Наукова думка, 1998. – 380 с.
14. *Ладьянов В. И., Новохатский Н. А., Логунов С. В.* Оценка времени жизни кластеров в жидких металлах // Металлы. – 1995. – № 2. – С. 13-22.
15. Изменение структуры силуминов воздействием на их расплавы акустической кавитацией и жидкими солями / Л. Е. Бодрова, Э. А. Попова, Н. А. Ватолин и др. // Расплавы. – 2004. – № 4. – С. 62-66.

Поступила 18.12.2014

ЗМІСТ

ОДЕРЖАННЯ ТА ОБРОБКА РОЗПЛАВІВ

НАЙДЕК В. Л., НАРІВСЬКИЙ А. В., ФЕДОРОВ В. В., ПІОНТКОВСЬКА Н. С. Вплив газозахищеної обробки розплаву на рідкотекучість алюмінієвих сплавів.	3
КАНІБОЛОЦЬКИЙ Д. С., ВЕРХОВЛЮК А. М., ЖЕЛЕЗНЯК А. В. Взаємодія міді, цинку, марганцю та їх сплавів з вогнетривкими матеріалами.	7
БЕЛОВ Б. Ф., ТРОЦАН А. І., БРОДЕЦЬКИЙ І. Л., КРЕЙДЕНКО Ф. С. Структурно-хімічний стан рафінувальних шлаків при ковшовій обробці сталі.	20

ГІДРОДИНАМІКА ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ

СМІРНОВ А. Н., ВЕРЗІЛОВ А. П., ЄФІМОВА В. Г., ГОЙДА Д. І., ПІЛЬГАЕВ Р. В. Фізичне моделювання процесів розвитку конвективних потоків і зносу металоприймачів в проміжних ковшах багаторівчачкових МБРЗ.	30
--	----

ЗАТВЕРДІВАННЯ СПЛАВІВ

МАМІШЕВ В. А. Системне дослідження реотермічних процесів течіння і теплообміну під час кристалізації сплавів.	39
--	----

ПРОБЛЕМИ ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМИ

ДОРОШЕНКО В. С. Оптимізація гранулометричного складу формувальних сумішей для фільтраційного формування.	47
---	----

ПРОБЛЕМИ АВТОМАТИЗАЦІЇ, МЕХАНІЗАЦІЇ ТА КОМП'ЮТЕРИЗАЦІЇ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ

АБДУЛОВ О. Р., ПРИХОДЬКО О. В., ЛАПЧЕНКО О. В., ДУШЕБА А. К. Моделювання процесу лиття під тиском на прикладі виготовлення виливка «Плашка».	54
---	----

КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ

БЕРДОВА-БАШУРА О. В., ПРАЧ О. Л., ТРУДОНОШИН О. І., МИХАЛЕНКОВ К. В. Вплив хімічного складу на структуру та механічні властивості сплавів системи Al-Mg-Si	59
ЦУРКІН В. Н., ІВАНОВ А. В., ФЕДЧЕНКО Н. А., ЧЕРЕПОВСЬКИЙ С. С., ВАСЯНОВИЧ Н. А., ФЕЩУК М. Л. Кондукційна електрострумова обробка розплаву сплава А390 в комплексі з модифікаторами.	70

CONTENTS

PRODUCTION AND TREATMENT OF MELTS

- NAYDEK V. L. et. al.** Influence of the Gas-Flux Treatment of the Melt on Fluidity of the Aluminum Alloys. 3
- KANIBOLOTSKY D. S. et. al.** Interaction of Cu, Zn, Mn and its Alloys with Refractory Materials. 7
- BELOV B. F. et. al.** Structural Chemical Condition of the Refiner Slags under Ladle Steel Treatment. 20

HYDRODYNAMICS OF CASTING PROCESSES

- SMIRNOV A. N. et. al.** Physical Model of the Development Convective Stream and Wear Crucible in Intermediate Ladles of Multilane Alloys Formation 30

SOLIDIFICATION OF ALLOYS

- MAMISHEV V. A.** The System Research of Rheothermal Processes of Flow and Heat Exchange by Crystallization Alloys. 39

PROBLEMS OF MOULD TECHNOLOGY

- DOROSHENKO V. S.** Optimization of Molding Sands Grain-Size Composition for Filtration Moulding. 47

PROBLEMS OF AUTOMATION, MECHANIZATION AND COMPUTERIZATION OF CASTING PROCESSES

- ABDULOV A. R. et. al.** Simulation of the Pressure die Casting Process on the Casting "Screw Die" Production. 54

SOLIDIFICATION AND STRUCTURE FORMATION OF ALLOYS

- BERDOVA-BASHURA O. B. et. al.** Effect of Chemical Composition on Structure and Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloys. 59
- TSURKIN V. N. et. al.** Conductive Current Treatment of Melt of A390 Alloy in Complex with Modifiers. 70

ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2015. № 1 (109)