

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ НЕДОЛИВОВ В ОТЛИВКЕ ИЗ СПЛАВА МЛ5 И ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

© 2018 г. А.В. Петрова, В.Е. Баженов, А.В. Колтыгин

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва

*Статья поступила в редакцию 10.11.17 г., доработана 19.04.18 г., подписана в печать 23.04.18 г.*

Прогнозирование образования недоливов в тонкостенных отливках из магниевых сплавов является важной задачей для литейного производства. Для ее решения может быть использовано компьютерное моделирование литейных процессов. Адекватных результатов моделирования можно добиться при наличии правильных теплофизических свойств сплава и формы в широком интервале температур, значения коэффициента теплопередачи между отливкой и формой, а также критической доли твердой фазы, при которой происходит остановка течения расплава в форме. В настоящей работе путем сопоставления длин спиральных проб, полученных с помощью моделирования заполнения, и экспериментальных длин при тех же условиях заливки определен коэффициент теплопередачи между магниевым сплавом МЛ5 (AZ91) и формой из холоднотвердеющей смеси (ХТС). Выше температуры ликвидуса его значения равны  $h_L = 1500 \text{ Вт/(м}^2\text{·К)}$  для температур заливки 670 и 740 °С и  $h_L = 1800 \text{ Вт/(м}^2\text{·К)}$  для 810 °С. Ниже температуры солидуса  $h_S = 600 \text{ Вт/(м}^2\text{·К)}$ . Также была установлена критическая доля твердой фазы для магниевое сплава МЛ5 (AZ91) при заливке в форму из ХТС (при скорости охлаждения ~2 К/с) — ее значение составило 0,1–0,15. Путем сопоставления положения недоливов по результатам моделирования и в реальной отливке «Колпак», залитой из сплава МЛ5 (AZ91) в форму из ХТС, было уточнено значение критической доли твердой фазы. Заливку отливок производили при температурах заливки 630 и 670 °С, и в обоих случаях значение критической доли твердой фазы составило 0,1.

**Ключевые слова:** моделирование жидкотекучести, магниевый сплав, точка когерентности, проба на жидкотекучесть, ProCast, недоливы.

**Петрова А.В.** — аспирант кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: petrova\_an\_v@mail.ru.

**Баженов В.Е.** — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

**Колтыгин А.В.** — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: misistlp@mail.ru.

**Для цитирования:** Петрова А.В., Баженов В.Е., Колтыгин А.В. Прогнозирование недоливов в отливке из сплава МЛ5 и жидкотекучести сплава с использованием компьютерного моделирования // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 5. С. 31–38. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-5-31-38.

*Petrova A.V., Bazhenov V.E., Koltygin A.V.*

## Prediction of AZ91 casting misruns and alloy fluidity using numerical simulation

Prediction of the misrun formation in thin-walled castings of magnesium alloys is a crucial task for foundry. The computer simulation of the casting processes can be used to solve this problem. A reasonable simulation results requires the correct thermal properties of the alloy and the mold over a wide range of temperatures and the value of interfacial heat transfer coefficient between the casting and the mold, and the critical solid fraction at which the alloy flow in the mold is choked off. In this paper we determine the interfacial heat transfer coefficient between the magnesium alloy ML5 (AZ91) and the sand mold with a furan binder. It was done by the comparing the simulated spiral test lengths with the experimental spiral test lengths obtained under the same conditions. Above the liquidus temperature the interfacial heat transfer coefficient  $IHTC_L = 1500 \text{ W/(m}^2\text{·K)}$  at pouring temperatures 670 and 740 °С and  $IHTC_L = 1800 \text{ W/(m}^2\text{·K)}$  at pouring temperature 810 °С. Below the solidus temperature the interfacial heat transfer coefficient  $IHTC_S = 600 \text{ W/(m}^2\text{·K)}$ . We also determined the critical solid fraction of ML5 (AZ91) magnesium alloy for the casting made in the furan bonded sand mold (at a cooling rate ~2 К/с) and it was 0.1–0.15. We compared the simulated misruns position and the experimental misrun position in the «Protective cup» casting produced from the ML5 (AZ91) alloy into the sand mold with furan binder. The value of the critical solid fraction was clarified. The castings were made at pouring temperatures 630 and 670 °С, and the critical solid fraction was 0.1 in both cases.

**Keywords:** fluidity simulation, magnesium alloy, coherency point, spiral fluidity test, ProCast, misrun.

**Petrova A.V.** — postgraduate student, Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: petrova\_an\_v@mail.ru.

**Bazhenov V.E.** — Cand. Sci. (Tech.), assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

**Koltygin A.V.** — Cand. Sci. (Tech.), assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: misistlp@mail.com.

**Citation:** Petrova A.V., Bazhenov V.E., Koltygin A.V. Prognostirovanie nedolivov v otlivke iz splava ML5 i zhidkotekuchesti splava s ispol'zovaniem komp'yuternogo modelirovaniya. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya. 2018. No. 5. P. 31–38. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-5-31-38.

## Введение

Для прогнозирования образования недоливов в отливках широко используется компьютерное моделирование литейных процессов [1, 2]. Моделирование процесса получения тонкостенных отливок из магниевых сплавов является особенно важной задачей, так как из-за широкого интервала кристаллизации литейные магниевые сплавы не обладают высокой жидкотекучестью.

Жидкотекучесть расплавленного металла зависит от многих факторов: состава сплава; перегрева расплава над температурой ликвидуса; размера зерна сплава; наличия модификаторов, измельчающих зерно; теплофизических свойств материала формы и ее температуры; чистоты расплава и его вязкости; наличия покрытий и красок на поверхности формы [3]. В промышленной практике жидкотекучесть измеряется как длина канала известного сечения, который металл заполняет в стандартной испытательной пробе на жидкотекучесть [4]. Используются спиральные, U-образные и другие пробы [5]. Работ, в которых изучалась жидкотекучесть магниевых сплавов, немного [6–8], и это связано со сложностью их плавки и литья.

Течение расплава в форме продолжается и в тот момент, когда расплав находится в твердожидком состоянии. Доля твердой фазы, при которой прекращается течение расплава в форме, называется критической [9]. При ее экспериментальном определении существуют определенные сложности. Близкой к ней и экспериментально определяемой [10, 11] является другая величина, называемая точкой когерентности [12]. Точка когерентности ( $f_S^{\text{coh}}$ ) — это такая доля твердой фазы, по достижении которой сплав начинает приобретать прочность [10].

Значения  $f_S^{\text{coh}}$  для магниевого сплава МЛ5 (AZ91) представлены в табл. 1 и на рис. 1. По данным [13], повышение скорости охлаждения ( $V_{\text{охл}}$ ) способствует увеличению точки когерентности сплава МЛ5. В других работах [14–18] для сплава МЛ5 при  $V_{\text{охл}} = 0,4 \div 1,0$  К/с приводятся более высокие значения  $f_S^{\text{coh}}$ .

Одним из важных параметров, который необходимо знать для моделирования жидкотекучести и образования недоливов, является коэффициент теплопередачи [3]. Обычно его вычисляют на основании экспериментально определяемых температур в отливке и в форме [19]. Для моделирования наилучшим образом подходит зависимость коэф-

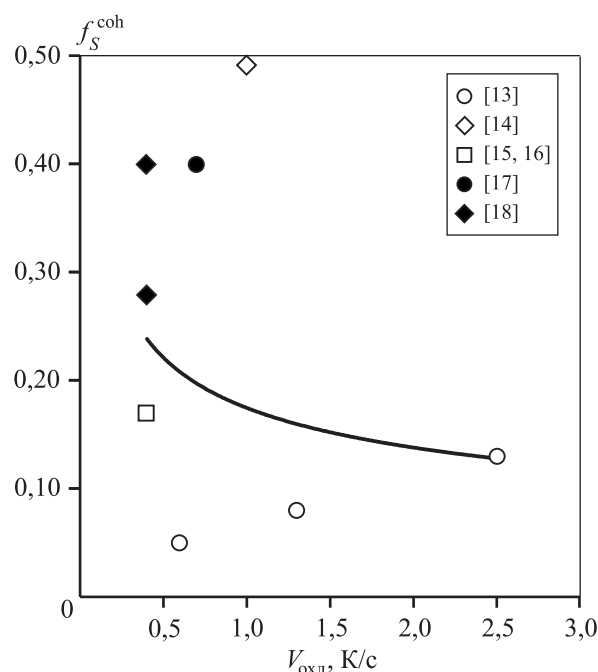


Рис. 1. График зависимости точки когерентности от скорости охлаждения для сплава МЛ5 (AZ91)

Таблица 1

Значения точки когерентности сплава AZ91 (МЛ5)

| $f_S^{\text{coh}}$ | $V_{\text{охл}}, \text{К/с}$ | Метод определения точки когерентности    | Источник |
|--------------------|------------------------------|------------------------------------------|----------|
| 0,05               | 0,6                          | Термический анализ                       | [13]     |
| 0,08               | 1,3                          | Термический анализ                       | [13]     |
| 0,13               | 2,5                          | Термический анализ                       | [13]     |
| 0,5                | 1,0                          | Термический анализ                       | [14]     |
| 0,17               | 0,4                          | Реологический метод и термический анализ | [15, 16] |
| 0,4                | 0,7                          | Термический анализ                       | [17]     |
| 0,14–0,28          | 0,4                          | Реологический метод                      | [18]     |
| 0,38–0,42          | 0,4                          | Термический анализ                       | [18]     |

фициента теплопередачи от температуры [20], но чаще в литературе приводится его временная зависимость, которая не может быть использована для моделирования [19]. Величина коэффициента теплопередачи не является постоянной и зависит от многих параметров [21–27].

В работе [20] для магниевого сплава МЛ5 (AZ91) при литье в форму из холоднотвердеющей смеси (ХТС) на фурановой смоле были получены значения коэффициента теплопередачи: выше температуры ликвидуса —  $h_L = 600 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  и ниже температуры солидуса —  $h_S = 50 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$ . Найти другие данные для сравнения не удалось.

В работах [1, 28, 29] для оценки жидкотекучести сплавов и последующего определения значений коэффициента теплопередачи и критической доли твердой фазы путем сравнения результатов моделирования и экспериментальных данных применяли спиральную пробу.

Целью работы являлось нахождение значений коэффициента теплопередачи между магниевым сплавом МЛ5 и формой из ХТС, а также критической доли твердой фазы для сплава МЛ5 при литье в форму из ХТС с использованием методик, опробованных для сплава АК7 [29].

## Материалы и методика исследования

В качестве шихты для приготовления сплава использовали следующие шихтовые материалы: магний Mg90, алюминий А99, цинк Ц0 и лигатуру Mg—10 мас.% Mn. Плавку проводили в стальном тигле в печи сопротивления под флюсом на основе карналлита ( $\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2$ ). Рафинирование расплава от неметаллических включений осуществляли при температуре 740–760 °С путем замешивания расплавленного карналлита в объем металла. После этого расплав выдерживали 15 мин для удаления флюса и производили заливку. Состав приготовленных сплавов представлен в табл. 2. Химический состав определяли методом мик-

рорентгеноспектрального анализа на площади  $1 \times 1 \text{ мм}$  с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «Tescan Vega SBH3» (компания «Tescan», Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа «Oxford».

Для определения жидкотекучести сплавов использовали спиральную пробу. Форму для ее заливки изготавливали из фурановой ХТС. Температуры заливки составляли  $t_3 = 670, 740$  и  $810 \text{ °С}$ . Для сравнения положения недоливов в реальной отливке с результатами моделирования заливали отливку «Колпак» при  $t_3 = 630$  и  $670 \text{ °С}$ . Методика изготовления форм, заливки спиральной пробы и отливки «Колпак» представлена в работе [29]. Поскольку формы предназначались для заливки магниевого сплава, при их изготовлении дополнительно добавляли ингибитор горения — порошок тетрафторбората калия в количестве 0,5 мас.% от массы песка.

Моделирование производили в программе «ProCast 2016». Процесс моделирования, а также процедура нахождения коэффициента теплопередачи и критической доли твердой фазы описаны в работе [29]. Были использованы теплофизические свойства сплава, рассчитанные с помощью термодинамической базы «PanMg 2014» (компания «CompuTherm», США), встроенной в программу «ProCast 2016», и теплофизические свойства ХТС из работы [30]. Теплофизические свойства графита МПГ-6 (при заливке спиральной пробы применялся графитовый стопор) были взяты из работы [31], а коэффициент теплопередачи между расплавом и графитом — из работы [32].

## Результаты и их обсуждение

### Результаты заливки и моделирования заливки спиральной пробы из сплава МЛ5

Было проведено моделирование литья спиральных проб при нескольких значениях коэффициента теплопередачи между отливкой и формой при

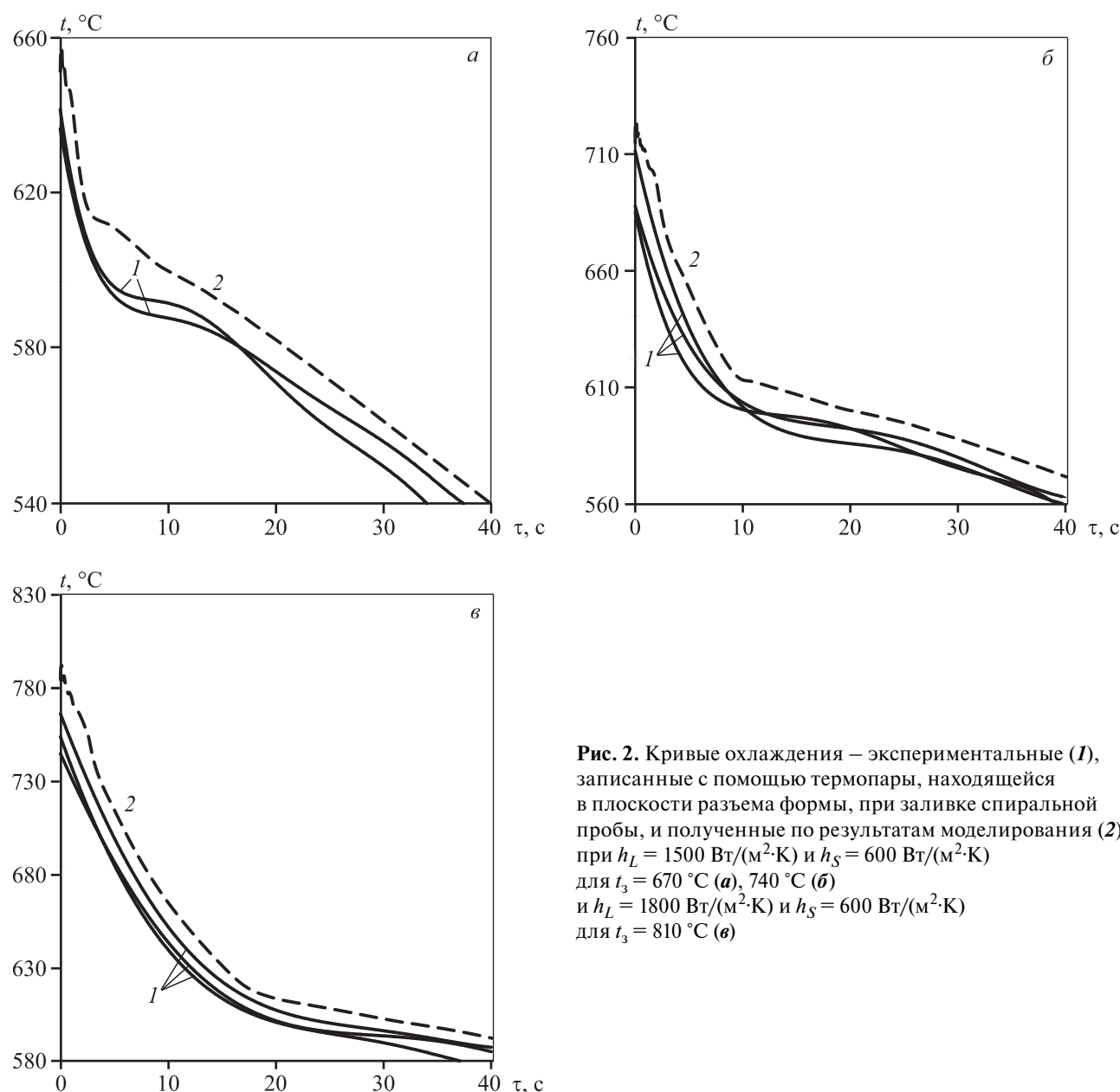
Таблица 2  
Содержание элементов в приготовленных сплавах

| Сплав              | Основные компоненты, мас.% |           |           |           | Примеси, мас.% |      |      |      |
|--------------------|----------------------------|-----------|-----------|-----------|----------------|------|------|------|
|                    | Mg                         | Al        | Zn        | Mn        | Cu             | Ni   | Fe   | Si   |
| Спиральная проба   | Ост.                       | 8,13      | 0,57      | 0,30      | 0,01           | 0,01 | 0,01 | 0,04 |
| Отливка «Колпак»   | Ост.                       | 8,58      | 0,65      | 0,20      | 0,02           | 0,01 | 0,01 | 0,06 |
| МЛ5 (ГОСТ 2856-79) | Ост.                       | 7,50–9,00 | 0,20–0,80 | 0,15–0,50 | 0,10           | 0,01 | 0,06 | 0,25 |

температуре выше температуры ликвидуса ( $606\text{ }^{\circ}\text{C}$ )  $h_L = 600 \div 2100\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  через каждые  $300\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  и при постоянном значении коэффициента теплопередачи ниже температуры солидуса ( $413\text{ }^{\circ}\text{C}$ )  $h_S = 600\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$ . Значение коэффициента теплопередачи ниже температуры солидуса было определено ранее в работе [33]. Между температурами ликвидуса и солидуса значение коэффициента теплопередачи задавалось в виде линейной зависимости между указанными двумя.

Перед заливкой в плоскость разреза формы устанавливали термопару, которая фиксировала температуру сплава в стояке. С помощью моде-

лирования были получены кривые охлаждения для термопары, находящейся в плоскости разреза формы. Наилучшее совпадение кривых охлаждения, полученных с помощью моделирования, и экспериментальных кривых наблюдалось при  $h_L = 1500\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  для  $t_3 = 670$  и  $740\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $h_L = 1800\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  при  $t_3 = 810\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Результаты сопоставления опытных и теоретических кривых охлаждения при вышеуказанных значениях коэффициента теплопередачи представлены на рис. 2. Видно, что данные кривые достаточно близки. Именно эти значения коэффициента теплопередачи использовались в дальнейшем. Они отличаются



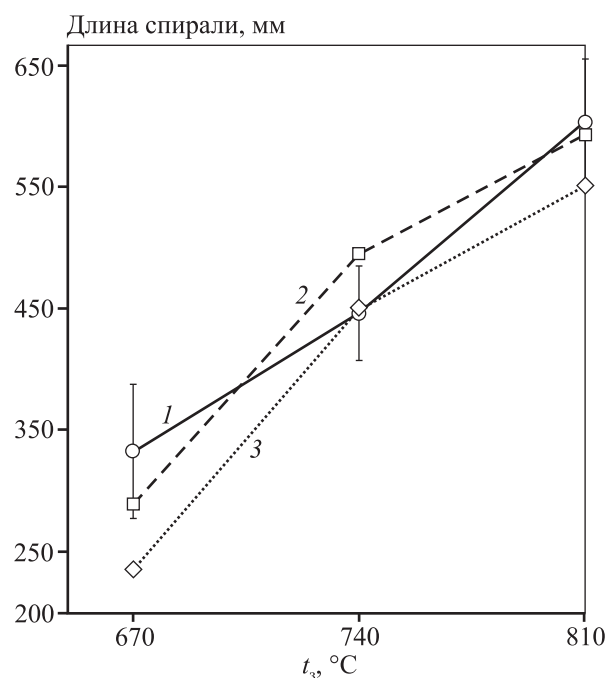
**Рис. 2.** Кривые охлаждения — экспериментальные (1), записанные с помощью термопары, находящейся в плоскости разреза формы, при заливке спиральной пробы, и полученные по результатам моделирования (2) при  $h_L = 1500\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  и  $h_S = 600\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  для  $t_3 = 670\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а),  $740\text{ }^{\circ}\text{C}$  (б) и  $h_L = 1800\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  и  $h_S = 600\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$  для  $t_3 = 810\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в)

от значения  $h_L = 1100 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$ , представленного в работе [33], но для температур заливки 670 и 740 °С эта разница не столь значительна.

Представленные на рис. 1 и в табл. 1 значения точки когерентности указаны в объемных долях. В системе компьютерного моделирования литейных процессов «ProCast» критическая доля твердой фазы задается в массовых долях, поэтому необходимо определить, на сколько объемная доля для сплава МЛ5 отличается от массовой. В программе «Thermo-Calc» с использованием термодинамической базы TTMG3 были рассчитаны объемная и массовая доли твердой фазы в сплаве МЛ5 состава  $\text{Mg-9Al-0,7Zn-0,3Mn}$  (мас.%). Для определения объемной доли дополнительно в программе «ProCast» была вычислена плотность этого сплава. Было определено, что при  $t = 575 \text{ °С}$  объемная доля твердой фазы равна 0,456, а массовая составляет 0,464, т.е. они отличаются не более чем на 3 %. Это позволяет утверждать, что представленные в табл. 1 объемные доли твердой фазы практически совпадают с массовыми долями.

В соответствии с результатами моделирования средняя скорость охлаждения при заливке спиральных проб из сплава МЛ5 составила  $\approx 2 \text{ К/с}$ . В литературе приводится значение точки когерентности для сплава МЛ5 при высокой скорости охлаждения ( $2,5 \text{ К/с}$ ), которое составляет 0,13 [13] (см. рис. 1). Поэтому были определены длины спиральных проб с помощью моделирования при значениях критической доли твердой фазы  $f_S^{\text{cr}} = 0,1$  и 0,15, соответствующих точке когерентности для сплава МЛ5. Значения коэффициента теплопередачи выше температуры ликвидуса были заданы равными  $h_L = 1500 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  для температур заливки 670 и 740 °С и  $h_L = 1800 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  для  $t_3 = 810 \text{ °С}$ .

Значения длин залитых спиральных проб в зависимости от температуры заливки представлены на рис. 3 и обозначены сплошной линией 1. Их средние значения составили 332, 446 и 603 мм для  $t_3 = 670, 740$  и  $810 \text{ °С}$  соответственно. Также на рис. 3 нанесены полученные с помощью моделирования значения длин спиралей при критической доле твердой фазы  $f_S^{\text{cr}} = 0,15$  (штриховая линия 2) и 0,1 (пунктирная линия 3). Видно, что экспериментальная и полученная с помощью моделирования длины спирали наиболее близки для  $t_3 = 670 \text{ °С}$  при  $f_S^{\text{cr}} = 0,15$ , для  $t_3 = 740 \text{ °С}$  — при  $f_S^{\text{cr}} = 0,1$ , для  $t_3 = 810 \text{ °С}$  — при  $f_S^{\text{cr}} = 0,15$ . Полученные результаты не позволяют точно указать значение крити-



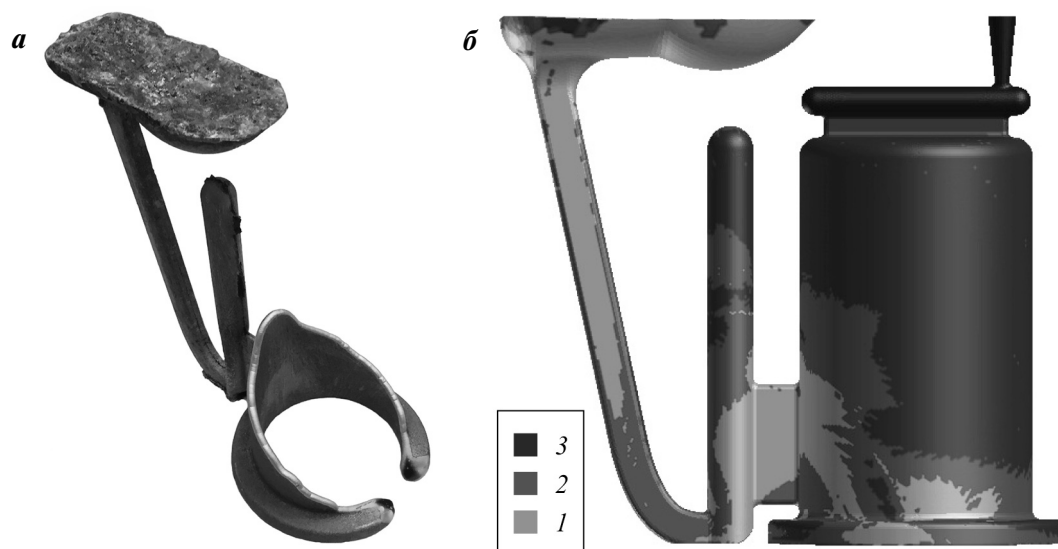
**Рис. 3.** Экспериментальная (1) и полученные по результатам моделирования при значении критической доли твердой фазы 0,15 (2) и 0,1 (3) зависимости длины спиральной пробы из сплава МЛ5 от температуры заливки

$h_L = 1500 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  при  $t_3 = 670$  и  $740 \text{ °С}$   
 $h_L = 1800 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  при  $t_3 = 810 \text{ °С}$

ческой доли твердой фазы, но в целом можно считать, что оно находится в интервале 0,1—0,15.

### Результаты заливки и моделирования заливки отливки «Колпак» из сплава МЛ5

На рис. 4, а показана отливка «Колпак», залитая при температуре 630 °С. Видно, что металл заполнил примерно треть отливки. На рис. 4, б представлена доля твердой фазы в отливке по ходу заполнения, полученная при моделировании для  $t_3 = 630 \text{ °С}$ . Значение критической доли твердой фазы задавали равным 0,1. Участки отливки, где доля твердой фазы по ходу заполнения равна нулю, показаны светло-серым цветом 1. Те области, где ее доля находится между нулем и критическим значением 0,1, а следовательно, имеется малая вероятность образования недоливов, обозначены более темным цветом 2. Зоны с высокой вероятностью образования недоливов (доля твердой фазы превышает критическую) выполнены черным цветом 3. Видно, что результаты моделирования и эксперимента достаточно близки. Также было проведено моделирование при  $f_S^{\text{cr}} = 0,15$ .



**Рис. 4.** Сравнение недоливов в реальной отливке из сплава МЛ5 (а) и при моделировании (б) при критической доле твердой фазы 0,1 для температуры заливки 630 °С

Доля твердой фазы:  $f_S = 0$  (1);  $0 < f_S < 0,1$  (2);  $f_S > 0,1$  (3)



**Рис. 5.** Сравнение недоливов в реальной отливке из сплава МЛ5 (а) и при моделировании (б) при критической доле твердой фазы 0,1 для температуры заливки 670 °С

Доля твердой фазы:  $f_S = 0$  (1);  $0 < f_S < 0,1$  (2);  $f_S > 0,1$  (3)

Совпадение с экспериментом в этом случае было гораздо хуже.

Расположение недоливов в отливке «Колпак» при температуре заливки 670 °С представлено на рис. 5, а. Видно, что недоливы имеются только на небольшом участкеверху отливки. Рис. 5, б демонстрирует распределение (долю) твердой фазы в отливке по ходу заполнения, полученное при моделировании для  $t_3 = 670$  °С. Значение критической доли твердой фазы — 0,1. В целом площадь недоливов по результатам моделирования значитель-

но больше, чем в реальной отливке, но их расположение (в верхней части отливки) очень хорошо совпадает. Моделирование при  $f_S^{cr} = 0,15$  показало худшее совпадение с экспериментом.

Несоответствие реально полученной отливки и результатов моделирования в «ProCast», наблюдаемое на рис. 5, объясняется несовершенством моделирования процесса течения расплавленного металла при заполнении формы. Видно (см. рис. 5, а), что направление основного потока металла (светлая область на фотографии отливки, начинающая-

яся в районе вертикального питателя и идущая с возвышением вверх к противоположной стенке отливки) создает в противоположной питателю стенке отливки зону перегретого металла, в то время как по результатам моделирования металл там холодный (см. рис. 5, б) и заполнение формы протекает по стенке, примыкающей к питателю. Эта особенность реализации моделирования заполнения (а не тепловой расчет) является основной причиной расхождения результатов моделирования недоливов с экспериментальными.

## Заключение

Путем сопоставления экспериментальных данных по заливке спиральных проб и результатов моделирования определен коэффициент теплопередачи между отливкой из сплава МЛ5 и формой из ХТС. Выше температуры ликвидуса он равен  $h_L = 1500 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$ , ниже температуры солидуса  $h_S = 600 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  для температур заливки 670 и 740 °С. Для температуры заливки 810 °С выше температуры ликвидуса  $h_L = 1800 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$ . Значение критической доли твердой фазы (при которой прекращается течение расплава в форме) для сплава МЛ5 при заливке в форму из ХТС находится в интервале 0,1—0,15.

На основе экспериментально найденных значений коэффициента теплопередачи установлено, что при  $f_S^{\text{cr}} = 0,1$  и  $h_L = 1500 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}$  для отливки «Колпак» наблюдается хорошее совпадение результатов моделирования в программе «ProCast» и данных натурного эксперимента.

Статья подготовлена при поддержке Министерства образования и науки РФ (договор от 27 мая 2017 г. № 03.G25.31.0274) и стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам, осуществляющим перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (конкурс 2016—2018 гг.).

## Литература/References

1. Jakumeit J., Subasic E., Bünck M. Prediction of misruns in thin wall castings using computational simulation. In: *Shape Casting: 5th Intern. Symp.* San Diego: John Wiley & Sons, 2014. P. 253—260.
2. Humphreys N.J., McBride D., Shevchenko D.M., Croft T.N., Withey P., Green N.R., Cross M. Modelling and validation: Casting of Al and TiAl alloys in gravity and centrifugal casting processes. *Appl. Math. Model.* 2013. Vol. 37. No. 14—15. P. 7633—7643.
3. Di Sabatino M., Arnberg L. A review on the fluidity of Al based alloys. *Metall. Sci. Technol.* 2004. Vol. 22. No. 1. P. 9—15.
4. Лукунев М.В. Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок: Учеб. пос. для вузов. М.: МИСиС, 2005; *Pikunov M.V. Plavka metallov, kristallizatsiya splavov, zatverdevanie otlivok* [Melting of alloys, alloys crystallization, solidification of castings]. Moscow: MISIS, 2005.
5. Di Sabatino M., Arnberg L., Brusethaug S., Apelian D. Fluidity evaluation methods for Al—Mg—Si alloys. *Int. J. Cast Met. Res.* 2006. Vol. 19. P. 94—97.
6. Li Y., Wu G., Chen A., Liu W., Wang Y., Zhang L. Effects of processing parameters and addition of flame-retardant into moulding sand on the microstructure and fluidity of sand-cast magnesium alloy Mg—10Gd—3Y—0.5Zr. *J. Mater. Sci. Technol.* 2017. Vol. 33. No. 6. P. 558—566.
7. Hua Q., Gao D., Zhang H., Zhang Y., Zhai Q. Influence of alloy elements and pouring temperature on the fluidity of cast magnesium alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 444. No. 1—2. P. 69—74.
8. Колтыгин А.В., Плусецкая И.В. Влияние малых добавок кальция на жидкотекучесть магниевых сплавов. *Литейщик России.* 2011. No. 6. С. 41—43; *Koltygin A.V., Plisetskaya I.V. Vliyanie malykh dobavok kal'tsiya na zhidkotekuchest' magnievykh splavov* [Influence of low calcium additions on fluidity of magnesium alloys]. *Liteishchik Rossii.* 2011. No. 6. P. 41—43.
9. Ravi K.R., Pillai R.M., Amaranathan K.R., Pai B.C., Chakraborty M. Fluidity of aluminum alloys and composites: A review. *J. Alloys Compd.* 2008. Vol. 456. No. 1—2. P. 201—210.
10. Dahle A.K., Arnberg L. Development of strength in solidifying aluminium alloys. *Acta Mater.* 1997. Vol. 45. No. 2. P. 547—559.
11. Veldman N.L., Dahle A.K., StJohn D.H., Arnberg L. Dendrite coherency of Al—Si—Cu alloys. *Metall. Mater. Trans. A.* 2001. Vol. 32. No. 1. P. 147—155.
12. Dahle A.K., Tundel P.A., Paradies C.J., Arnberg L. Effect of grain refinement on the fluidity of two commercial Al—Si foundry alloys. *Metall. Mater. Trans. A.* 1996. Vol. 27. No. 8. P. 2305—2313.
13. Król M., Tański T., Matula G., Snopiński P., Tomiczek A.E. Analysis of crystallisation process of cast magnesium alloys based on thermal derivative analysis. *Arch. Metall. Mater.* 2015. Vol. 60. No. 4. P. 2993—2999.
14. Liang S.M., Chen R.S., Blandin J.J., Suery M., Han E.H. Thermal analysis and solidification pathways of Mg—Al—Ca system alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 480. No. 1—2. P. 365—372.
15. Gourlay C.M., Meylan B., Dahle A.K. Shear mechanisms at 0—50% solid during equiaxed dendritic solidification

- of an AZ91 magnesium alloy. *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. No. 14. P. 3403—3413.
16. Gourlay C.M., Meylan B., Dahle A.K. Rheological transitions at low solid fraction in solidifying magnesium alloy AZ91. *Mater. Sci. Forum.* 2007. Vol. 561—565. P. 1067—1070.
  17. Hou D.-H., Liang S.-M., Chen R.-S., Dong C., Han E.-H. Effects of Sb content on solidification pathways and grain size of AZ91 magnesium alloy. *Acta Metall. Sinica (Engl. Lett.)*. 2015. Vol. 28. No. 1. P. 115—121.
  18. Barber L.P. Characterization of the solidification behavior and resultant microstructures of magnesium-aluminum alloys: A Master degree thesis. Worchester: Worchester Polytechnic Institute, 2004.
  19. Rajaraman R., Velraj R. Comparison of interfacial heat transfer coefficient estimated by two different techniques during solidification of cylindrical aluminum alloy casting. *Heat and Mass Transfer.* 2008. Vol. 44. No. 9. P. 1025—1034.
  20. Chen L., Wang Y., Peng L., Fu P., Jiang H. Study on the interfacial heat transfer coefficient between AZ91D magnesium alloy and silica sand. *Exp. Thermal and Fluid Sci.* 2014. Vol. 54. P. 196—203.
  21. Wang D., Zhou C., Xu G., Huaiyuan A. Heat transfer behavior of top side-pouring twin-roll casting. *J. Mater. Process. Technol.* 2014. Vol. 214. No. 6. P. 1275—1284.
  22. Griffiths W., Kawai K. The effect of increased pressure on interfacial heat transfer in the aluminium gravity die casting process. *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. No. 9. P. 2330—2339.
  23. Sun Z., Hu H., Niu X. Determination of heat transfer coefficients by extrapolation and numerical inverse methods in squeeze casting of magnesium alloy AM60. *J. Mater. Process. Technol.* 2011. Vol. 211. No. 8. P. 1432—1440.
  24. Nishida Y., Droste W., Engler S. The air-gap formation process at the casting-mold interface and the heat transfer mechanism through the gap. *Metall. Trans. B.* 1986. Vol. 17. No. 4. P. 833—844.
  25. Тихомиров М.Д. Моделирование тепловых и усадочных процессов при затвердевании отливок из высокопрочных алюминиевых сплавов и разработка системы компьютерного анализа литейной технологии: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. СПб.: СПбГПУ, 2004; Tikhomirov M.D. Modelirovanie teplovykh i usadochnykh protsessov pri zatverdevanii otlivok iz vysokoprochnykh alyuminievykh splavov i razrabotka sistemy komp'yuternogo analiza liteinoi tekhnologii [Simulation of thermal and shrinkage processes during solidification and developing of computer analysis model of casting technology]: Abstract of the dissertation of PhD. St. Petersburg: SPbSPU, 2004.
  26. Bouchard D., Leboeuf S., Nadeau J.P., Guthrie R.I.L., Isac M. Dynamic wetting and heat transfer at the initiation of aluminum solidification on copper substrates. *J. Mater. Sci.* 2009. Vol. 44. No. 8. P. 1923—1933.
  27. Lu S.-L., Xiao F.-R., Zhang S.-J., Mao Y.-W., Liao B. Simulation study on the centrifugal casting wet-type cylinder liner based on ProCAST. *Appl. Thermal Eng.* 2014. Vol. 73. No. 1. P. 512—521.
  28. Di Sabatino M., Arnberg L., Bonollo F. Simulation of fluidity in Al—Si alloys. *Metall. Sci. Technol.* 2005. Vol. 23. No. 1. P. 3—10.
  29. Bazhenov V.E., Petrova A.V., Koltygin A.V. Simulation of fluidity and misrun prediction for the casting of 356.0 aluminum alloy into sand molds. *Int. J. Metalcasting.* 2018. Vol. 12. No. 3. P. 514—522. <https://doi.org/10.1007/s40962-017-0188-x>
  30. Palumbo G., Piglionico V., Piccininni A., Guglielmi P., Sorgente D., Tricarico L. Determination of interfacial heat transfer coefficients in a sand mould casting process using an optimised inverse analysis. *Appl. Thermal Eng.* 2015. Vol. 78. P. 682—694.
  31. Жмуриков Е.И., Савченко И.В., Станкус С.В., Теччио Л. Измерения теплофизических свойств графитовых композитов для конвертора нейтронной мишени. *Вестн. НГТУ. Сер. Физика.* 2011. Том. 6. No. 2. С. 77—84; Zhmuriakov E.I., Savchenko I.V., Stankus S.V., Tecchio L. Izmereniya teplofizicheskikh svoystv grafitovykh kompozitov dlya konvertora neitronnoi misheni [Measurements of thermal properties of graphite composites for neutron target converter]. *Vestnik NGU. Ser. Fizika.* 2011. Vol. 6. No. 2. P. 77—84.
  32. Баженов В.Е., Колтыгин А.В., Целовальник Ю.В., Санников А.В. Определение коэффициентов теплопередачи и теплоотдачи для моделирования процесса литья алюминия в графитовые формы. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2017. No. 1. С. 40—52; Bazhenov V.E., Koltygin A.V., Tselovalnik Yu.V., Sannikov A.V. Determination of interface heat transfer coefficient between aluminum casting and graphite mold. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2017. Vol. 58. No. 2. P. 114—123.
  33. Баженов В.Е., Петрова А.В., Колтыгин А.В., Целовальник Ю.В. Определение коэффициента теплопередачи между отливкой из сплава МЛ5пч (AZ91) и формой из холоднотвердеющей смеси. *Цвет. металлы.* 2017. No. 8. С. 89—96; Bazhenov V.E., Petrova A.V., Koltygin A.V., Tselovalnik Yu.V. Opredelenie koeffitsienta teploperedachi mezhdut otlivkoi iz splava ML5pch (AZ91) i formoi iz kholodnotverdeyushchei smesi [Determination of heat transfer coefficient between AZ91 magnesium alloy casting and no-bake mold]. *Tsvetnye Metally.* 2017. No. 8. P. 89—96.