



УДК 621.74

Поступила 12.09.2017

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕЗДЕФЕКТНЫХ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

MATHEMATIC SIMULATION OF THE CRYSTALLIZATION PROCESS AND DEVELOPMENT OF MANUFACTURING TECHNIQUES OF FAULTLESS MOULD PIECES' PRODUCTION FROM ALUMINIUM ALLOYS

И. В. РАФАЛЬСКИЙ, П. Е. ЛУЩИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: rafalski@mail.ru

I. V. RAFALSKY, P. E. LUSHCHIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: rafalski@mail.ru

Рассмотрены методы определения содержания твердой фазы при затвердевании алюминиевых сплавов с использованием экспериментальных данных термического анализа. Представлена математическая модель для расчета содержания твердой фазы с учетом изменения теплофизических параметров сплава при охлаждении и затвердевании, которая обеспечивает возможность решения поставленной задачи без определения функций «базовой линии», используемых в методах компьютерного термического анализа (ССА-методах). Использование температурных зависимостей содержания твердой фазы, рассчитанных для промышленных алюминиевых сплавов на основе представленной математической модели, в системах имитационного моделирования литейных процессов обеспечивает значительное сокращение затрат на разработку технологий изготовления бездефектных отливок.

Methods of determination of content of a solid phase during crystallization of aluminum alloys using of the experimental data of a thermal analysis are considered. The mathematical simulation model for calculation of solid phase taking into account change of thermal parameters of alloy in cooling and crystallization provides a possibility of the solution of an objective without definition of the functions of «the basic line» used in methods of a computer thermal analysis (SSA-methods) is presented. Use of the temperature dependences of maintenance of a solid phase calculated for the production aluminum alloys on the basis of the presented mathematical model in the systems of a simulation modeling of foundry processes provides the considerable reduction of costs for development of manufacturing techniques of faultless mould pieces.

Ключевые слова. *Алюминиевые сплавы, термический анализ, затвердевание, содержание твердой фазы, моделирование процессов литья.*

Keywords. *Aluminum alloys, thermal analysis, crystallization, maintenance of a solid phase, simulation of casting processes. Основной задачей литейного производства является создание конкурентоспособных изделий, обладающих высоким качеством и минимальной стоимостью изготовления.*

Основной задачей литейного производства является создание конкурентоспособных изделий, обладающих высоким качеством и минимальной стоимостью изготовления. Решение этой задачи в значительной степени обеспечивается еще на стадии проектирования технологического процесса производства литых изделий. Интенсивное развитие методов и средств компьютерного моделирования позволяет говорить о реальной экономии времени и материальных ресурсов при использовании специализированных программ моделирования литейных процессов.

Моделирование процесса затвердевания должно учитывать все особенности формирования конечной структуры и свойств отливок. При этом необходимо учитывать, что операции модифицирования, рафинирования, использование вторичных материалов существенно изменяют характер затвердевания отливок из алюминиевых сплавов.

Моделирование процессов формирования отливок может осуществляться с помощью различных специализированных программ, таких, как СКМ ЛП «ПолигонСофт» (ООО «Полигон» Россия),

LVMFlow (НПО МКМ, Россия), ProCAST (ESI Group, Франция), QuikCAST (ESI Group, Франция), MAGMASOFT (MAGMA Giessereitechnologie GmbH, Германия) и др. Решение задач охлаждения и затвердевания отливок в системах имитационного моделирования сопряжено с решением нестационарного уравнения теплопроводности с функцией тепловыделения:

$$c(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda(T)\operatorname{grad}T) + \rho(T)L\frac{\partial f_S}{\partial t}, \quad (1)$$

где T – температура, К; λ – теплопроводность, Вт/(м·К); c – удельная теплоемкость, Дж/(кг·К); ρ – плотность, кг/м³; t – время, с; L – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг; f_S – объемная доля выделяющейся твердой фазы в расплаве, о. е.

Для сплавов, претерпевающих фазовый переход из жидкого в твердое состояние, решение задач моделирования затвердевания невозможно без предварительного определения функции тепловыделения, обусловленной образованием и ростом твердой фазы f_S в расплаве. Особенности технологии обработки алюминиевых сплавов влияют на значения теплофизических параметров, используемых при моделировании (температуры фазовых превращений, зависимость выделения доли твердых фаз от температуры, теплоемкость и др.), и, в свою очередь, на процесс формирования усадочных дефектов. В этом случае наиболее важен адекватный учет неравномерности тепловыделения и образования твердой фазы в интервале температур затвердевания. Применение для этого различных функциональных зависимостей, связывающих количество твердой фазы с диаграммами состояния сплавов, малоэффективно и часто неадекватно отражает действительный характер тепловыделения для реальных условий производства отливок.

Содержание твердой фазы при затвердевании расплава можно с большей или меньшей точностью оценивать различными способами, например, путем определения количества выливаемой из образца жидкости (метод выливания жидкого остатка); исследуя микроструктуры образцов, полученных закалкой при различных температурах расплава в ЖТ-состоянии (металлографический анализ); путем измерения различных физических величин, коррелирующих с содержанием твердой фазы в расплаве, например, плотности, скорости распространения ультразвуковых волн, электрического сопротивления, магнитной проницаемости (непрямые методы измерений); используя методы дифференциального термического анализа или применяя методы термодинамического моделирования [1, 2].

Однако, как отмечается в работе [1], все эти методы не нашли широкого промышленного применения в силу присущих им определенных ограничений. Так, металлографический анализ закаленных образцов является простым, но медленным и неточным. Недостатками дифференциального термического анализа являются сложность и высокая стоимость лабораторного оборудования, неадаптированного для применения непосредственно на литейных участках, а также невозможность статистической репрезентативной оценки параметров структуры из-за малых размеров образцов. Методы непрямых измерений могут быть достаточно точными в случае тщательной калибровки, но, как правило, сложны и требуют специального оборудования. Моделирование твердой фазы на основе термодинамических свойств исходных компонентов сплава может быть выполнено только для тех сплавов, для которых необходимые для расчета данные известны, но, как правило, без учета кинетических параметров процесса затвердевания [1].

В задачах моделирования тепловых процессов металлических систем доля выделившейся твердой фазы f_S как функция времени не может быть вычислена исходя из первых принципов из-за отсутствия прямых выражений [3]. Проблему определения содержания твердой фазы при моделировании тепловых процессов либо обходят, например, для чистых металлов или эвтектических сплавов, в предположении, что значение f_S (и, следовательно, тепловыделение) линейно изменяется от температуры в пределах фиктивного диапазона затвердевания (неявный метод энтальпии и метод эффективной теплоемкости), либо значение f_S рассчитывают на основе зависимостей, описывающих процессы зародышеобразования и роста кристаллов с учетом полученных экспериментальных данных о переохлаждении, количестве зерен в объеме отливки и др.

Наиболее распространенными среди методов термодинамического расчета являются правило «рычага» и уравнение Шейла, основанные на использовании равновесных фазовых диаграмм (CALPHAD-методы) и обеспечивающие оперативное вычисление температурной зависимости твердой фазы. Так, функция выделившейся твердой фазы f_S при равновесном затвердевании в соответствии с правилом «рычага» описывается следующими зависимостями [4]:

$$f_S = \frac{1}{1-k_p} \frac{T_L - T}{T_m - T}, \quad k = \frac{T_m - T_L}{T_m - T_S}, \quad (2)$$

где k_p – коэффициент распределения бинарного сплава; T_m – температура плавления чистого металла.

С использованием уравнения Шейла содержание твердой фазы как функцию от температуры можно вычислить по формуле [4]:

$$f_S = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{1}{1-k_p}}. \quad (3)$$

В настоящее время большое распространение ввиду низкой стоимости, более высокой оперативности и точности получили методы анализа кривых охлаждения (ССА-методы) или компьютерного анализа кривых охлаждения (СА-ССА-методы), широко используемые при решении задач моделирования тепловых процессов отливок [5]. Использование экспериментальных данных термического анализа (кривых охлаждения) сплавов является простым и малозатратным методом определения содержания твердой фазы f_S металлов и сплавов как функции от времени и температуры, несмотря на значительно более простое исполнение экспериментальной установки.

Суть ССА-методов состоит в измерении и обработки данных термического анализа технологической пробы расплава с помощью термопары, т. е. зависимости «температура-время» при ее затвердевании для расчета функции твердой фазы. Расчет функции твердой фазы от времени с использованием моделей ньютоновского термического анализа (НТА) реализуется путем математических преобразований уравнения теплового баланса затвердевающей пробы [3]:

$$\frac{dQ_L}{dt} - V\rho C_p \left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} = \alpha F (T_{CC} - T_0), \quad (4)$$

где Q_L – количество теплоты кристаллизации, выделившееся при затвердевании, Дж; V – объем пробы расплава, м³; ρ – плотность расплава, кг/м³; C_p – теплоемкость, Дж/(кг·К); T_{CC} – температура, измеряемая термопарой, °С (индекс cc обозначает кривую охлаждения); t – время, с; α_{cc} – эффективный коэффициент теплопередачи, который описывает потери тепла при ньютоновском охлаждении металла через форму в окружающую среду, Вт/(м²·К); F – площадь поверхности технологической пробы, м²; T_0 – температура окружающей среды, °С.

В случае отсутствия фазовых превращений уравнение баланса тепловых потоков принимает следующий вид:

$$-V\rho C_p \left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} = \alpha_{ZC} F (T_{ZC} - T_0), \quad (5)$$

или, выражая производную температуры от времени:

$$\left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} = \frac{-\alpha_{ZC} F (T_{ZC} - T_0)}{V\rho C_p}, \quad (6)$$

где индекс zc означает так называемую «базовую линию», соответствующую таким условиям, когда фазовые превращения в сплаве отсутствуют.

Пренебрегая изменениями теплофизических свойств в интервале кристаллизации сплава, получаем выражение для расчета теплоты кристаллизации [3]:

$$Q_L = V\rho C_p \int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} \right) dt, \quad (7)$$

и выражение для вычисления удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = \frac{Q_L}{V\rho} = C_p \int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} \right) dt. \quad (8)$$

Содержание твердой фазы в расплаве определяют как функцию от времени:

$$f_S = \frac{L'(t)}{L'}. \quad (9)$$

Функцию «базовой линии» находят приближенно, определяя моменты начала и окончания кристаллизации, например, из предположения, что температура пробы расплава при условии отсутствия фазовых превращений изменяется по экспоненциальному закону [3].

Предположение об экспоненциальном характере функции «базовой линии» основано на следующих положениях. В случае отсутствия фазовых превращений уравнение баланса тепловых потоков пробы расплава записываем в виде:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{-\alpha F(T - T_0)}{mC_p} \quad (10)$$

Введя обозначение $k = \alpha F / (mC_p)$, уравнение (10) можно переписать в следующей форме:

$$\frac{dT}{dt} = -k(T - T_0), \quad (11)$$

решением которого при начальном условии $T(t=0) = T_H$ в случае, когда параметр k (комплексный теплофизический коэффициент Ньютона-Рихмана) принимается за постоянную величину, является зависимость экспоненциального вида:

$$T(t) = T_0 + (T_H - T_0)e^{-kt} \quad (12)$$

Дифференцирование уравнения (12) также приводит к зависимости экспоненциального вида:

$$\frac{dT}{dt} = (T_0 - T_H)ke^{-kt} \quad (13)$$

Анализ уравнения (11) показывает, что значения коэффициента k в каждый момент времени для однофазных участков экспериментально полученной кривой охлаждения сплава (до начала кристаллизации и после затвердевания пробы) могут быть найдены из выражения:

$$k(t) = -\frac{dT/dt}{T - T_0} \quad (14)$$

Используя уравнение (14), можно определить значения параметра k для различных моментов времени до начала и после окончания затвердевания сплава, используя экспериментальные данные, применяя численную схему вычисления производной кривой охлаждения:

$$k(t_i) \approx -\frac{T(t_{i+1}) - T(t_{i-1}))}{(t_{i+1} - t_{i-1})(T(t_i) - T_0)} \quad (15)$$

Численная обработка экспериментальных данных термического анализа алюминиевых сплавов показывает, что коэффициент k не является величиной постоянной при охлаждении расплавов (рис. 1), и экспоненциальные функции «базовой линии» с использованием уравнений (12)–(13) в действительности не могут быть корректно построены (рис. 2).

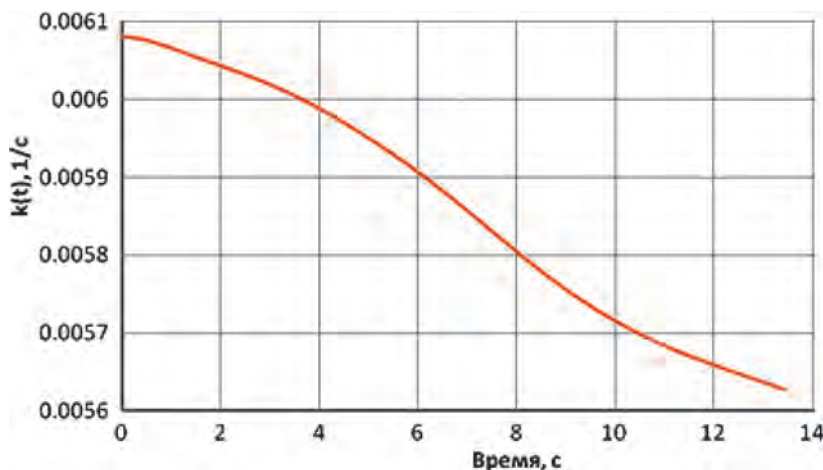


Рис. 1. Значения коэффициента $k = \alpha F / (mC_p)$, определенные с использованием численной схемы обработки экспериментальных данных для сплава Al-10%Si до начала затвердевания

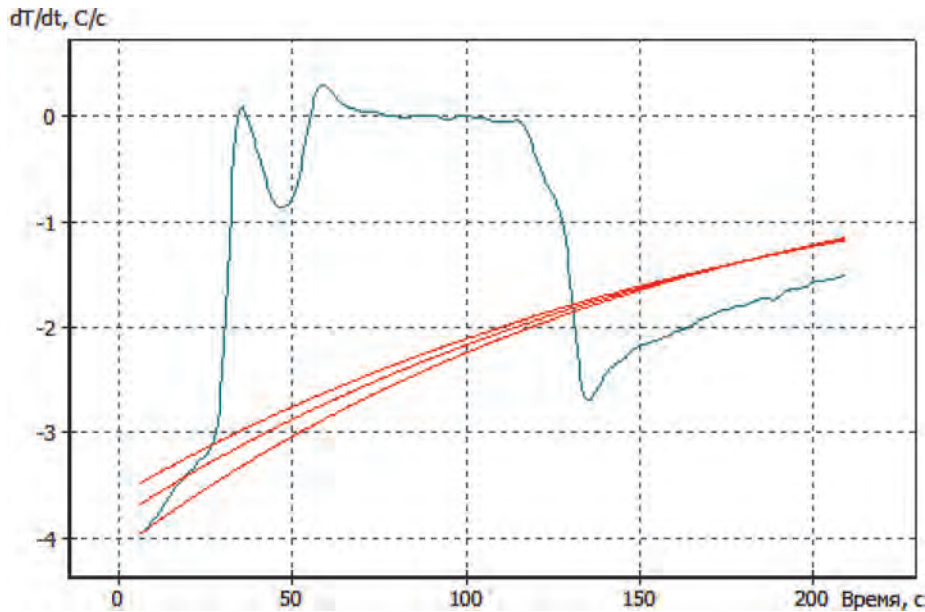


Рис. 2. Результаты моделирования функции «базовой линии» для первой производной кривой охлаждения $Z(t) = \left(\frac{dT}{dt}\right)_{BL}$ в интервале затвердевания сплава Al-10%Si с использованием экспоненциальной модели

В связи с этим большего внимания заслуживают методы решения уравнения (4) для расчета f_S , ориентированные на поиск функций «базовой линии», но учитывающие изменение теплофизических свойств алюминиевых сплавов при их затвердевании.

Так, уравнение теплового баланса пробы расплава (4) можно записать в следующем виде [6]:

$$\frac{dQ_L}{dt} = mC_p \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right). \quad (16)$$

Интегрируя уравнение (16), получаем выражение для расчета выделившейся теплоты кристаллизации:

$$Q_L = mC_p \int_0^t \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt, \quad (17)$$

а также выражение для определения удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = C_p \int_0^t \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt. \quad (18)$$

Содержание твердой фазы в расплаве как функция от времени в этом случае рассчитываем по формуле:

$$f_S(t) = \frac{L'(t)}{L} = \frac{\int_0^t \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt}{\int_0^{t_S} \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt}. \quad (19)$$

При этом

$$\frac{L}{C_p} = \int_0^{t_S} \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt. \quad (20)$$

Отличие формулы (19) от выражений (8)–(9), используемых в ССА-методах НТА, состоит в отсутствии функций «базовой линии» для первой производной кривой охлаждения сплава, а также в использовании в подынтегральных функциях математической модели (19) значений коэффициента $k = \alpha F / (mC_p)$. Очевидно, что экспериментальные значения f_S при этом могут быть определены не только как функция от времени, но также как функция от температуры, что позволяет исследовать эволюцию выделения твердой фазы в различных режимах.

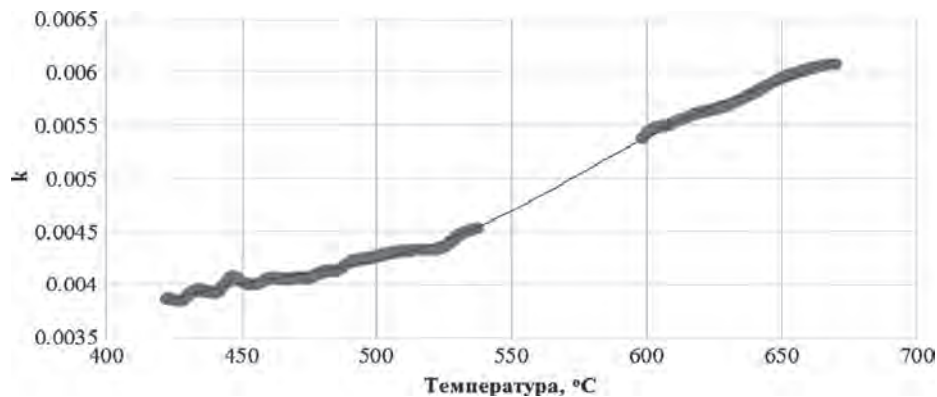


Рис. 3. Температурная зависимость значений комплексного теплофизического коэффициента Ньютона-Рихмана k для однофазных участков и интервала кристаллизации сплава Al-10% Si

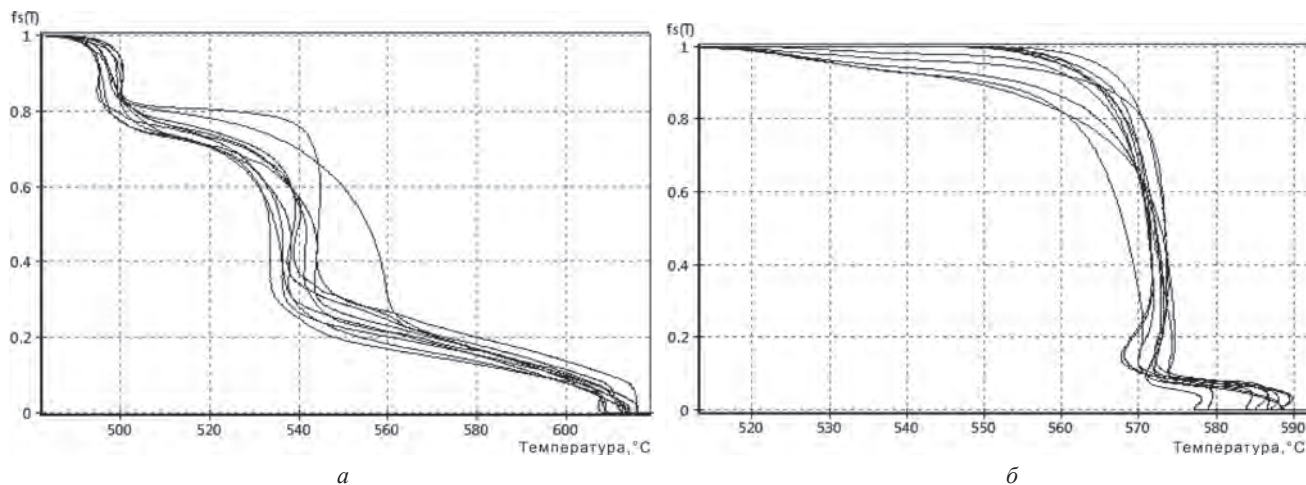


Рис. 3. Содержание твердой фазы в зависимости от температуры алюминиевых сплавов: *a* – АК5М4 (Si – 5,15–5,80%, Mg – 0,39–0,50, Mn – 0,28–0,60, Cu – 3,13–3,76, Fe – 0,50–0,61, Zn – 0,64–1,06%); *б* – АК9 (Si – 9,94–11,75%, Mg – 0,25–0,32, Mn – 0,20–0,31, Cu – 0,33–0,84, Fe – 0,47–0,70, Zn – 0,08–0,17%)

Температурную зависимость значений коэффициента k для однофазных участков кривой охлаждения можно получить, применяя численную схему обработки данных термического анализа (15), а в интервале кристаллизации – метод наименьших квадратов с использованием полученных данных термического анализа для однофазных участков сплава (рис. 3).

Расчет содержания твердой фазы, выполненный с использованием модели (19) для промышленных литейных алюминиевых сплавов, взятых на термический анализ, показал, что характер кристаллизации твердой фазы может существенно отличаться не только для различных марок алюминиевых сплавов (рис. 4), но и для сплавов одной и той же марки из-за колебаний химического состава в пределах, установленных для них стандартом [6].

С использованием представленной методики экспериментальной оценки комплексного теплофизического коэффициента Ньютона-Рихмана для расчета объемной доли твердой фазы, выделяющейся при затвердевании сплавов системы Al-Si, на основе данных компьютерного термического анализа было выполнено имитационное моделирование образования усадочных дефектов в отливках сложной конфигурации из алюминиевых сплавов, в том числе «Головка блока цилиндров», «Труба передняя», «Патрубок теплового насоса», изготавливаемых на ОАО «Минский моторный завод».

Примером решения достаточно сложной для анализа возможных мест образования усадочных дефектов являлась задача моделирования процесса затвердевания отливки «Головка блока цилиндров» (рис. 5) – верхней части двигателя, которая служит корпусом для деталей газораспределительного механизма. В ней находятся посадочные места клапанов, так называемые «седла», и каналы, в которых движутся впускные и выпускные клапана. Отливка изготавливается методом литья в кокиль. При этом кокиль имеет шесть поверхностей разъема. В соответствии с принятой технологией получения отливки перед заливкой в форму устанавливаются три разовых стержня из холоднотвердеющей смеси. В процессе производства отливки «Головка блока цилиндров» расплав модифицируют флюсом перед раздачей

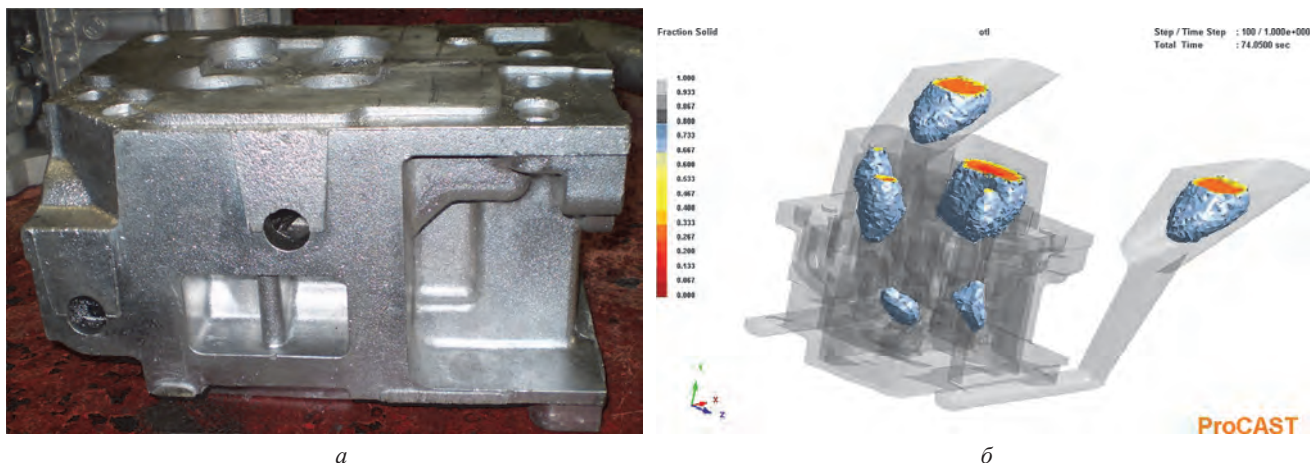


Рис. 5. Отливка «Головка блока цилиндров» (а) и результаты моделирования процесса образования тепловых узлов в отливке (б)

металла на участки. Основная причина брака отливок – усадочные дефекты на поверхности отливки и между каналами.

Результаты обработки экспериментальных данных термического анализа сплава с использованием модели (19) показали, что теплофизические свойства модифицированного алюминиевого сплава значительно отличались от свойств, рассчитанных при помощи встроенных программных функций пакета моделирования ProCAST, и в связи с этим были подвергнуты корректировке. В результате моделирования затвердевания было установлено, что усадочные дефекты в компьютерных моделях отливок, полученных на основе экспериментальных данных, находятся в тех же местах, что и в реальных отливках, полученных в производственных условиях. При моделировании были выявлены внутренние тепловые узлы, в которых, как правило, после окончания затвердевания образуется усадочная пористость.

Результаты анализа процесса затвердевания отливки «Головка блока цилиндров» позволили разработать рекомендации по изменению геометрии питающей прибыли и применению утеплительных вставок. Корректировка прибыли позволила полностью устранить усадочные дефекты в верхней части отливки и снизить брак на производстве до минимума.

Литература

1. Gibbs J. W. Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis / J. W. Gibbs, P. F. Mendez // Scripta Materialia. 2008. Vol. 58. P. 699–702.
2. Tzimas E., Zavaliangos A. Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing / E. Tzimas, Antonios Zavaliangos // Journal of Materials Science. 2000. Vol. 35, No 21. P. 5319–5330.
3. Stefanescu D. M. Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Castings / D. M. Stefanescu, G. Upadhyay, D. Bandyopadhyay // Metallurgical Transactions A. 1990. Vol. 21 A. P. 997–1005.
4. Marchwica P. Fraction solid evolution characteristics of AlSiCu alloys – dynamic baseline approach / P. Marchwica, J. H. Sokolowski, W. T. Kierkus // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2011. Vol. 47, no. 2. P. 115–136.
5. Cooling Curve Analysis as an Alternative to Dilatometry in Continuous Cooling Transformations / J. W. Gibbs [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46, No 1. P. 148–155.
6. Рафальский И. В. Синтез литейных композиционных сплавов на основе алюминия / И. В. Рафальский, Б. М. Немененко // LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. 260 с.