



The present article is dedicated to the problem connected with investigations by means of thermal analysis of silumins. Some experimental and calculation data on growth of hard phase in silumins is presented.

И. В. РАФАЛЬСКИЙ, А. В. АРАБЕЙ, П. Е. ЛУЩИК, БНТУ

УДК 621.746

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Основной задачей литейного производства является создание конкурентоспособных изделий, обладающих высоким качеством и минимальной себестоимостью изготовления. Решение этой задачи обеспечивается в определенной степени на стадии проектирования технологических процессов 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.

Современные программы компьютерного моделирования, основанные на физических теориях тепловых, диффузионных, гидродинамических и деформационных явлений (ProCAST, ПОЛИГОН, LVMFlow и др.), в большинстве случаев способны вполне адекватно моделировать сложные физические процессы, происходящие при заполнении расплавом формы, кристаллизации сплава и его дальнейшего охлаждения. Однако часто получение адекватного результата компьютерного моделирования является затруднительным по причине задания неверных теплофизических параметров, таких, как температуры фазовых превращений и объемная доля твердой фазы, выделяющейся в интервале кристаллизации сплава.

Для ввода данных параметров в системах моделирования литейных процессов применяются специальные термодинамические калькуляторы, использующие для расчета теплофизических параметров равновесные фазовые диаграммы. Потребление вторичных ресурсов для производства отливок, разнообразие составов сплавов и особенностей технологических процессов их получения часто приводят к невозможности использования таких калькуляторов для определения теплофизи-

ческих параметров. Единственно возможным методом получения реальных теплофизических свойств в таких случаях для моделирования литейных процессов остается получение экспериментальных данных. На практике для решения этой задачи широко используется метод компьютерного термического анализа (КТА) пробы расплава [1, 2]. Компьютерный термический анализ затвердевающих расплавов с использованием методов цифровой регистрации и обработки данных, получивший в мировой практике название Computer Aided Cooling Curve Analysis (CA-CCA), в настоящее время находится в стадии активной разработки и совершенствования [3, 4]. Использование цифровых методов контроля результатов измерений позволяет не только обеспечить точность определения контролируемых параметров, но также автоматизировать функции управления процессом измерений, идентификации температурно-временных параметров фазовых переходов и определения теплофизических свойств материалов.

Численные методы позволяют решить задачу затвердевания отливки произвольной конфигурации на основе базового уравнения теплопроводности с внутренними источниками тепловыделения в интервале кристаллизации [4]:

$$\rho_S(T)\tilde{n}_S(T)\frac{\partial T}{\partial t} + \rho_L(T)\tilde{n}_L(T)\frac{\partial T}{\partial t} - q\rho_S(T)\frac{\partial f_S}{\partial t} = \text{div}(\lambda(T)\nabla T), \quad (1)$$

где $\tilde{n}_S(T), \tilde{n}_L(T)$ – теплоемкость твердой и жидкой фаз (функция от температуры T); $\rho_S(T), \rho_L(T)$ – плотность твердой и жидкой фаз (функция от температуры); $\lambda(T)$ – коэффициент теплопроводности сплава (функция от температуры); q – теплота кри-

сталлизации сплава; f_s – функция выделения твердой фазы; t – время.

Решение задачи затвердевания может быть получено, если для сплава известна зависимость твердой фазы, выделяющейся при кристаллизации, от температуры и/или времени. Такие расчеты являются основой получения адекватной компьютерной модели затвердевания литых изделий и реализуются в системах компьютерного моделирования литейных процессов. Совершенно очевидно, что от точности и достоверности вычисления функции выделения твердой фракции в интервале кристаллизации зависит то, насколько адекватными будут результаты компьютерного моделирования процесса затвердевания.

В настоящее время для таких вычислений применяются расчетные методы с использованием равновесных фазовых диаграмм бинарных сплавов, например, известное «правило рычага»:

$$f_s = \frac{C_L - C_0}{C_L - C_S}, \quad (2)$$

где C_0 , C_L , C_S – соответственно концентрация компонента в исходном сплаве, жидкой и твердой фазах и так называемое уравнение Шейла [3,5]:

$$f_s = \left(\frac{1}{1-k} \right) \left(\frac{C_S - kC_0}{C_S} \right), \quad (3)$$

где k – коэффициент распределения ($k = C_S / C_L$).

Однако уравнения (2), (3), связывающие количество твердой фазы с равновесными диаграммами состояния, в действительности не отражают реальный характер затвердевания сплавов для неравновесных условий. Помимо этого, важнейшей проблемой, требующей адекватного решения, является расчет функции выделения твердой фазы в многокомпонентных системах. Использование

для этих целей так называемых «модифицированных базовых диаграмм», получаемых различными подгоночными методами, малоэффективно и не позволяет получить адекватные компьютерные модели затвердевания.

Решение указанных проблем может быть получено при использовании методов КТА пробы расплава. Расчет зависимости выделения твердой фазы при использовании методов КТА проводится на основе полученных экспериментальных данных (кривых охлаждения сплава) с использованием математических моделей, являющихся решениями уравнений теплового баланса системы «расплав–форма» (уравнения Ньютона–Рихмана, Фурье, Гиршовича). Однако необходимость использования в большинстве случаев в таких моделях различных подгоночных параметров («базовой линии», «нулевой кривой») и справочных данных (теплоемкости, теплоты кристаллизации сплава) значительно снижают информативность и практическую ценность полученных результатов.

В расчетах функции выделения твердой фазы методами КТА с использованием таких параметров, как «базовая линия» или «нулевая кривая», на первом этапе определяют первую производную кривой охлаждения (dT/dt) и соответствующие ей участки однофазного состояния сплава (рис. 1). «Базовая линия» представляет собой кривую, соединяющую точки на графике первой производной термограммы, определяющие начало и конец затвердевания сплава. Как правило, определение «базовой линии» осуществляется с использованием метода Ньютона (линейных или полиномиальных) или Фурье. По кривым охлаждения пробы расплава, полученным с использованием одной или двух термопар, рассчитывают темп охлаждения (первую производную кривой охлаждения) для жидкого и твердого состояния сплава, а затем

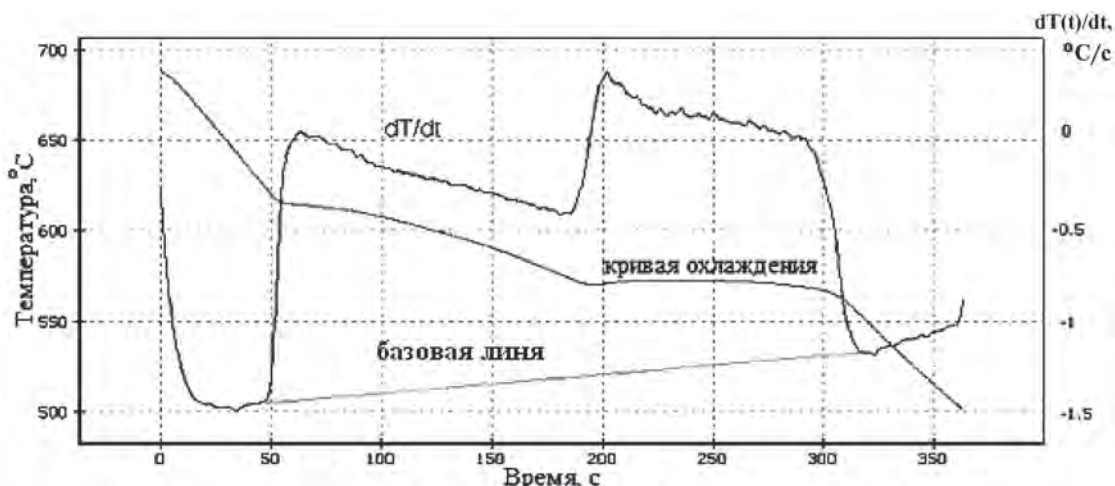


Рис. 1. Кривая охлаждения сплава Al–7%Si

с использованием линейных или нелинейных зависимостей (как правило, полиномов третьего и более высокого порядка) рассчитывают «базовые линии», охватывающие по времени двухфазную область затвердевания сплава.

Скрытая теплота кристаллизации сплава q и количество выделившейся при затвердевании твердой фракции f_S могут быть вычислены для известных значений теплоемкости сплава из следующих уравнений [1]:

$$q = c_p \int_{t_L}^{t_S} \left(\frac{dT}{dt} - Z(t) \right) dt, \quad (4)$$

$$f_S = \frac{c_p}{q} \int_{t_L}^{t_S} \left(\frac{dT}{dt} - Z(t) \right) dt, \quad (5)$$

где $Z(t)$ – базовая линия; t_S и t_L – время начала и окончания затвердевания.

Методы Ньютона основаны на анализе уравнения теплового баланса для системы «отливка–форма» [1–5]:

$$\frac{dQ}{dt} - mc_p \frac{dT}{dt} = aF(T - T_0), \quad (6)$$

где m – масса отливки (образца); a – коэффициент теплопередачи; F – площадь поверхности образца; T_0 – температура окружающей среды; Q – общее количество скрытой теплоты затвердевания ($q = Q/m$).

При условии, что $dQ/dt = 0$ (фазовые переходы при охлаждении затвердевающего образца отсутствуют) первую производную термограммы образца можно записать в виде [1]

$$Z(t) = \frac{dT}{dt} = - \frac{aF(T - T_0)}{mc_p}. \quad (7)$$

Кривая, соответствующая уравнению (7), представляет собой базовую линию $Z(t)$ при условии отсутствия фазовых превращений (однофазные области). Для двухфазной зоны анализ начинается с построения линейных или нелинейных кривых, как правило, полиномов третьего или более высокого порядка, от начальной к конечной точке затвердевания относительно первой производной кривой охлаждения.

Методы Фурье основаны на рассмотрении уравнения, связывающего изменение теплосодержания отливки с градиентом температур при ее затвердевании, при допущении, что процесс передачи тепла в системе «отливка–форма» осуществляется только посредством теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \nabla^2 T + \frac{1}{c_V} \frac{\partial Q}{\partial t}, \quad (8)$$

где α – коэффициент теплопроводности; C_V – объемная теплоемкость.

В работе [1] выполнен сравнительный анализ объемной доли затвердевших объемных фракций, спрогнозированных методами Ньютона и Фурье. Согласно представленным данным, существенное различие в форме «базовых линий» отражается в вычислении объемной доли твердой фракции и ее зависимости от температуры или времени. Использование усредненных значений удельной теплоемкости также значительно влияет на результаты расчетов и может внести ошибки в вычисления, поэтому рекомендуется рассчитывать удельную теплоемкость системы из значений объемной доли твердой фракции и состава существующих фаз в течение всего периода затвердевания.

Таким образом, определение объемной доли твердой фракции методами, которые рассмотрены выше, существенно зависит от способа построения «базовой линии» и знания достоверных значений удельной теплоемкости сплава. Чтобы точно определить тепловые свойства и объемную долю выделяющейся твердой фракции f_S при использовании методов СА–ССА, «базовая линия» должна быть удалена из вычислений.

Для определения объемной доли твердой фракции при использовании методов СА–ССА авторы использовали математическую модель, предложенную в работе [7]. Модель затвердевания может быть получена из уравнения теплового баланса (6) в сочетании с уравнением Ньютона–Рихмана:

$$q\rho \frac{dV_S}{dt} - c_p \rho V_0 \frac{dT}{dt} = aF(T(t) - T_0), \quad (9)$$

где $q\rho \frac{dV_S}{dt} = \frac{dQ}{dt}$ – темп выделения скрытой теплоты кристаллизации; $\rho V_0 = m$ – масса образца.



Рис. 2. Общий вид микропроцессорной системы для термоанализа литейных сплавов

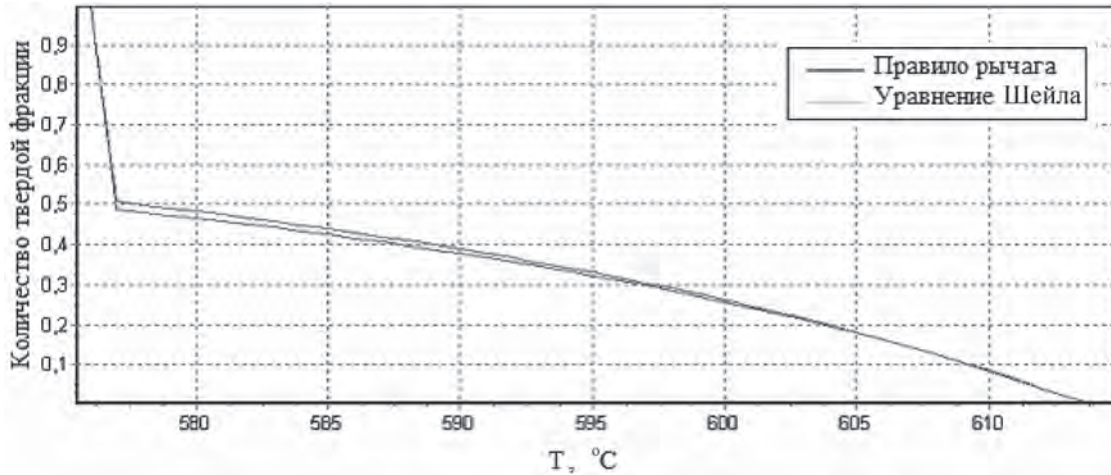


Рис. 3. Зависимость объемной доли твердой фракции для сплава Al-7%Si, рассчитанная по правилу рычага и на основе уравнения Шейла

Уравнение (9) может быть записано следующим образом:

$$\frac{d(V_S / V_0)}{dt} = \frac{c_p}{q} \frac{dT}{dt} + \frac{aF}{q\rho V_0} (T(t) - T_0). \quad (10)$$

После интегрирования (10) объемная доля твердой фракции может быть рассчитана как:

$$f_S(t) = V_S(t) / V_0 = \beta \int_{t_L}^t (T(\tau) - T_0) d\tau + \frac{c_p}{q} (T(t) - T_L), \quad (11)$$

где $\beta = \frac{aF}{q\rho V_0}$ – коэффициент, определяемый эмпирически для состояния образца при условии, что $f_S = 1$ (полностью затвердевший образец) и известно отношение C_p/q .

Согласно [7], температура отливки до и после затвердевания экспоненциально уменьшается в соответствии со следующим законом:

$$\Delta T(t) = T(t) - T_0 = (T_f - T_0) \exp(-\alpha t) = \Delta T_0 \exp(-\alpha t), \quad (12)$$

и в течение периода затвердевания, принимая, что $\alpha(t_S - t_L) \ll 1$, температура образца как функция времени может быть записана в виде

$$\Delta T(t) \approx \Delta T_0 \exp(-\alpha t) + \frac{q}{c_p} \frac{V_S(t)}{V_0}, \quad (13)$$

где $T_f = T(0)$ и $\alpha = \frac{aF}{c_p \rho V_0}$.

Таким образом, если затвердевание завершилось ($V_S = V_0$), соотношение C_p/q может быть приблизительно вычислено из (13):

$$\frac{c_p}{q} = \frac{1}{\Delta T(t_S) - \Delta T_0 \exp(-\alpha t_S)}. \quad (14)$$

Коэффициент α эмпирически определен для начальной части кривой охлаждения согласно уравнению (12).

В данной работе вычисления и сравнительный анализ проводили для алюминиевого сплава Al-7%Si, для которого объемная доля твердой фракции рассчитывалась по правилу рычага и на основе методов СА-ССА, в том числе на основе модели затвердевания (11), (14). Сплав готовили в электрической печи сопротивления без добавления флюсов или модификаторов. Образцы массой от 35 ± 2 до 100 ± 5 г готовили в графитовых и алундовых тиглях, а также отливали в стандартные измерительные стаканы (из стержневой смеси) с термопарами типа Quik-Cup компании «Heraeus Electro-Nite». Для измерения использовали микропроцессорную систему СА-ССА с высоким разрешением по времени и температуре (рис. 2).

На рис. 3, 4 показаны зависимости объемной доли твердой фракции как функции от времени

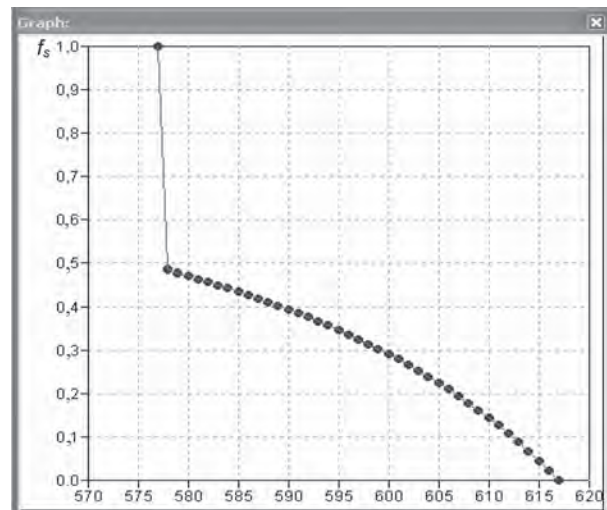


Рис. 4. Зависимость объемной доли твердой фракции для сплава, рассчитанная с использованием программы ProCAST

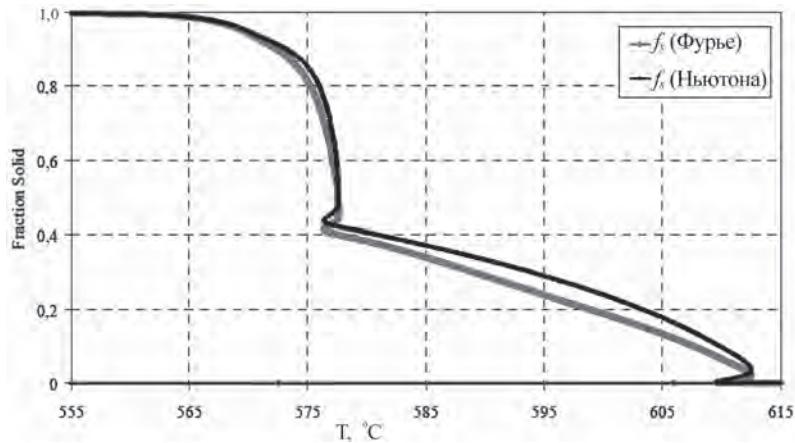


Рис. 5. Сравнение зависимостей объемной доли твердой фракции, рассчитанных на основе методов Ньютона и Фурье, при затвердевании сплава Al – 7 % Si со скоростью охлаждения 0,55 °C/c [1]

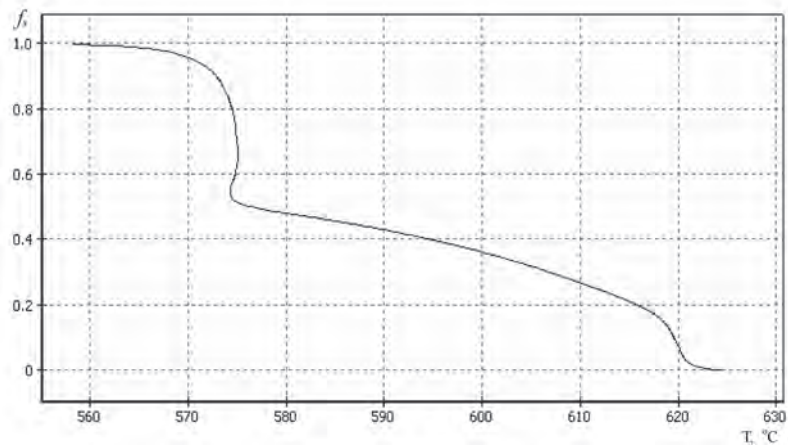


Рис. 6. Зависимость объемной доли твердой фракции, рассчитанная на основе метода СА–ССА с использованием моделей затвердевания (11)–(14) для сплава Al – 7 %Si (скорость охлаждения 2 °C/c)

для сплава Al–7%Si, рассчитанные по правилу рычага (2), уравнению Шейла (3) для двойной фазовой диаграммы Al–Si, а также полученные при помощи программного пакета для моделирования литейных процессов ProCAST (по правилу рычага). Эти данные показывают незначительные различия в объемной доле твердой фракции, вычисленной при использовании данных равновесной фазовой диаграммы Al–Si.

На рис. 5, 6 показаны зависимости объемной доли твердой фракции как функции от времени для сплава Al–7%Si, рассчитанные на основе методов СА–ССА.

Полученные данные показывают, что результаты вычислений объемной доли твердой фракции с использованием методов Фурье, Ньютона и моделей затвердевания (11) – (14) отличаются несущественно. В то же время зависимости объемной доли твердой фракции, полученные на основе равновесной фазовой диаграммы, включая данные, полученные с использованием программного пакета ProCAST, значительно отличаются от результатов моделирования, полученных методами СА–ССА.

Авторами работы был выполнен сравнительный анализ компьютерных моделей, полученных для алюминиевого сплава, соответствующего химическому составу многокомпонентного сплава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn, без использования и с использованием методов СА–ССА. Расчеты проводили для отливок (рис. 7), которые были получены с использованием вторичного сырья (стружки). Объемную долю твердой фазы рассчи-

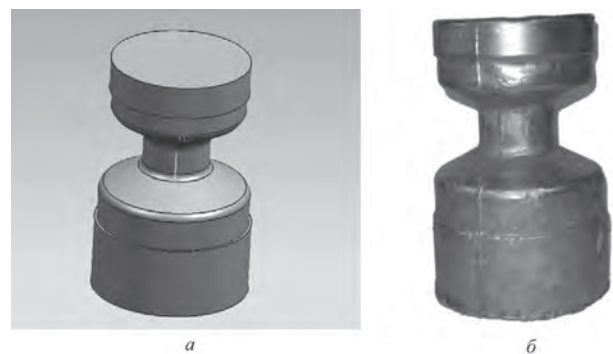


Рис. 7. Трехмерная модель отливки (а) и анализируемая отливка (б) из алюминиевого сплава состава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn

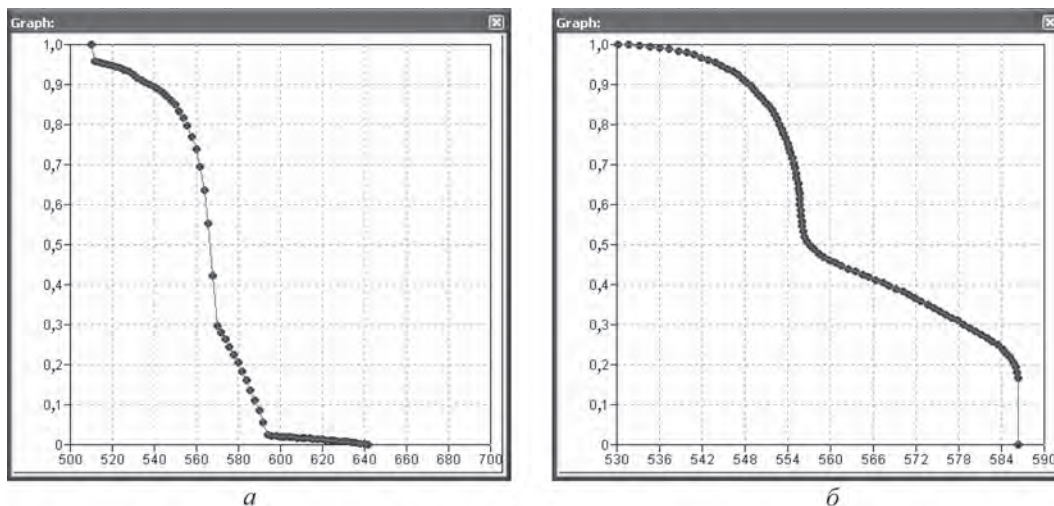


Рис. 8. Зависимость выделения твердой фазы от температуры для сплава состава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn, рассчитанная по уравнению Шейла (а) и на основе метода СА-ССА с использованием моделей затвердевания (11)–(14), экспортированная в программу ProCAST (б)

тывали по уравнению Шейла (3) с помощью термодинамического калькулятора ProCAST, а также на основе методов СА-ССА, в том числе на основе модели затвердевания (11)–(14). Сплав готовили в электрической печи сопротивления при температуре 750 °С.

На рис. 8 приведены зависимости объемной доли твердой фазы как функции от температуры

для сплава указанного состава по уравнению Шейла (3), а также рассчитанные на основе метода СА-ССА с использованием моделей затвердевания (11) – (14) и экспортированные в ProCAST. Эти данные показывают значительные различия в значениях объемной доли выделяющейся твердой фазы в интервале кристаллизации, а также температур начала и окончания затвердевания сплава.



Рис. 9. Сечение анализируемой отливки из алюминиевого сплава состава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn

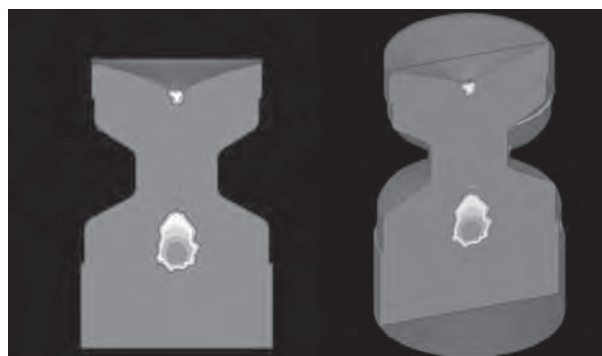


Рис. 10. Компьютерная модель затвердевания для сплава состава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn, рассчитанная с использованием программы ProCAST на основе значений объемной доли твердой фазы, вычисленной методом СА-ССА с использованием моделей затвердевания (11)–(14)



Рис. 11. Компьютерная модель затвердевания для сплава состава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn, рассчитанная с использованием программы ProCAST на основе значений объемной доли твердой фазы, вычисленной по уравнению Шейла

На рис. 9 показан разрез отливки, полученной при литье в металлическую форму из сплава Al-9%Si-2%Cu-0,5%Mg-0,4%Mn с использованием вторичного сырья. На рис. 10, 11 приведены результаты компьютерного моделирования затвердевания этой же отливки с зонами вероятного появления усадочных дефектов.

Полученные результаты показывают, что моделирование с использованием данных КТА в значительно большей степени отражает действительную картину характера процесса усадки в верхней части отливки, а также положение и размер пористости в центральной ее части.

В результате проведенного анализа с использованием различных моделей расчета объемной доли твердой фазы при затвердевании алюминиевых сплавов установлено, что применение математиче-

ских моделей, не требующих использования усредненных, справочных данных, является перспективным и достоверным методом компьютерного анализа для расчета кинетики выделения твердой фазы в интервале кристаллизации. Реализация указанного метода позволила выявить закономерности влияния объемной доли твердой фазы на процесс затвердевания и формирования пористости и усадочных раковин в отливках из бинарных и многокомпонентных сплавов с использованием микропроцессорного комплекса КТА с высоким разрешением по температуре и времени.

Результаты работы подтвердили, что использование разработанной методики обеспечивает адекватное моделирование затвердевания отливок многокомпонентных литейных сплавов, в том числе, полученных с применением вторичного сырья.

Литература

1. E m a d i D., W h i t i n g L., D j u r d j e v i c M., et al. Comparison of Newtonian and Fourier thermal analysis techniques for calculation of latent heat and solid fraction of aluminum alloys // *Metalurgija. MJoM*. 2004. P.91–106.
2. R a f a l s k i I., A r a b e y A., L u s h c h i k P., C h a u s A. S. Computer modeling of cast alloys solidification by Computer-Aided Cooling Curve Analysis (CA-CCA) // *International Doctoral Seminar, Proceedings*. Trnava: AlumniPress. 2009. P. 291–301.
3. S t e f a n e s c u D. M. Science and Engineering of Casting Solidification. Springer, 2002.
4. K u a n g - O s c a r Y u. Modeling for Casting and Solidification Processing. CRC Press, 2001.
5. S a u n d e r s N., L i X., M i d o w n i k A. P., S c h i l l é J.-P. Modelling of the thermo-physical and physical properties for solidification of Al-alloys // *Light Metals*. 2003.
6. Р а ф а л ь с к и й И. В., К и с е л е в С. В., Д о в н а р Г. В. Термический анализ модельных силуминов с различными модификаторами эвтектики // *Литейное производство*. 2006. № 3. С. 21–22.
7. Б я л и к О. М., М е н т к о в с к и й Ю. Л. Вопросы динамической теории затвердевания металлических отливок. Киев: Вища шк., 1983.