

8. **Burton, J.A.** The distribution of solute in crystals grown from the melt. Part I. Theoretical / J.A. Burton, R.C. Prim, W.P. Slichter // Journal of Chem. Physics. – 1953, v. 21. – pp. 1987–1991.

9. **Самойлович, Ю.А.** Сопряженная задача теплообмена и гидродинамики в затвердевающем расплаве / Ю.А. Самойлович, Л.Н. Ясницкий, З.К. Кабаков // Теплофизика высоких температур. – 1981. – Т.19. – № 4. – С. 814–820.

10. **Задиранов, А.Н.** Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов / А.Н. [Задиранов, А.М. Кац](#) // Издательство: РУДН. – 2008. – 228 с.

11. **Боли Б.** Теория температурных напряжений / Б. Боли, Дж. Уэйнер. – М.: Физматгиз, 1963. – 251 с.

*УДК 669.715*

**И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)**

## **КОНТРОЛЬ СОДЕРЖАНИЯ ТВЕРДОЙ ФРАКЦИИ В ЖИДКО-ТВЕРДОФАЗНЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ И ДИСПЕРСНО- УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КВАРЦЕВЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Введение.** Важной задачей при получении изделий из литейных и дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов с использованием жидко-твердофазных (ЖТ) технологий литья (реолитье, комполитье) является обеспечение контроля состояния расплавов металлических и композиционных материалов (суспензий) в интервале между температурами ликвидус и солидус [1, 2]. При выборе технологических маршрутов получения и обработки ЖТ-суспензии на основе системы Al/SiO<sub>2</sub>, прежде всего, необходимо иметь информацию о температурах фазовых превращений и содержании твердой фракции, выделившейся из расплава при данной температуре во время его затвердевания.

При затвердевании сплава, полученного из композиционной суспензии Al/SiO<sub>2</sub>, на кривых охлаждения появляются изменения, которые связаны, согласно принципу непрерывности Н.С. Курнакова,

с образованием новых фаз ( $\alpha$ -Al раствора, эвтектики Al + Si, кристаллов первичного кремния), состав и количество которых определяются содержанием кремния в расплаве, выделившегося в результате реакции между алюминием и оксидом кремния. Концентрацию выделившегося кремния в расплаве алюминия (в % масс.) с использованием данных термического анализа можно определить с помощью следующих соотношений:

для доэвтектических сплавов Al-Si [3]:

$$\text{Si} = 32,032 + 6,258 \cdot 10^{-2} T_L - 1,687 \cdot 10^{-4} T_L^2,$$

для заэвтектических сплавов Al-Si:

$$\text{Si} = -11,419 + 1,727 \cdot 10^{-2} T_L - 0,409 \cdot 10^{-4} T_L^2,$$

где  $T_L$  – температура ликвидус, °С.

Однако определение содержания твердой металлической фракции при затвердевании расплава представляет собой более сложную задачу. Проблема количественной оценки параметров, связанных с непосредственным влиянием выделяющихся из расплава твердых фаз при кристаллизации сплава, по значимости стоит в одном ряду с такими известными проблемами получения дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов как несмачивание расплавом армирующих частиц, их осаждение, флотация и агломерация [4].

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 жидко-твердофазном 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 (ДТА) или применяя методы термодинамического моделирования [1, 5, 6].

Однако 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 ДТА являются сложность и высокая стоимость лабораторного оборудования, неадаптированного для применения непосредственно на металлургических и литейных участках, а также невозможность статистической репрезентативной оценки параметров структуры из-за малых размеров образцов. Методы не прямых измерений могут быть достаточно точными в случае тщательной калибровки, но, как правило, сложны и требуют специального оборудования. Моделирование твердой фракции на основе термодинамических свойств может быть выполнено только для тех сплавов, для которых необходимые для расчета данные известны, но, как правило, без учета кинетических параметров процесса затвердевания.

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 фракции (например, при помощи программы ThermoCalc менее, чем за 30 с) [5]. Так, функция выделившейся твердой фракции  $f_s$  при равновесном затвердевании в соответствии с правилом «рычага» описывается следующими зависимостями [7]:

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

где  $k$  – коэффициент распределения бинарного сплава,  $T_m$  – температура плавления чистого металла.

С использованием уравнения Шейла содержание твердой фракции как функцию от температуры можно вычислить по формуле [7]:

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{1}{1-k}}. \quad (2)$$

Недостатками методов термодинамического моделирования является то, что необходимые данные могут отсутствовать или быть неприемлемыми для расчета, приводя к неточным вычислениям, отсутствует или сложным является учет эффектов кинетики процесса затвердевания [5].

В настоящее время большое распространение ввиду низкой стоимости, более высокой оперативности и точности количественного анализа кинетики затвердевания металлов и сплавов получили методы анализа кривых охлаждения (ССА-методы) или компьютерного анализа кривых охлаждения (СА-ССА-методы), широко используемые при решении задач моделирования тепловых процессов отливок [8–10].

Как известно, проблема определения массовой или объемной доли твердой фракции, выделившейся при кристаллизации металла, решается в задачах моделирования тепловых процессов с использованием уравнения теплопроводности при фазовых переходах из жидкого в твердое состояние [8]:

$$\nabla(K(T)\nabla T(x,t)) + \dot{Q} = \rho c_p(T) \frac{\partial T(x,t)}{\partial t}, \quad (3)$$

где  $\rho$ ,  $c_p$  и  $K$  – значения физических свойств (соответственно, плотности, удельной теплоемкости и температуропроводности) отдельных фаз либо их смесей, присутствующих в момент времени  $t$  при температуре  $T$  в сплаве.

Количество теплоты кристаллизации при фазовом переходе металла от жидкого к твердому состоянию описывается следующим выражением:

$$\dot{Q} = L \frac{\partial f_S(x,t)}{\partial t}, \quad (4)$$

где  $f_S$  – массовая доля твердой фракции, выделившейся при кристаллизации металла.

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 от-

сутствия прямых выражений [8]. Проблему определения содержания твердой фракции при моделировании тепловых процессов либо обходят, например, для чистых металлов или эвтектических сплавов, в предположении, что значение  $f_S$  (и, следовательно, тепловое деление) 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. [8, 9].

**Термический анализ и моделирование твердой фазы.** Анализ работ, посвященных вопросам определения содержания твердой фазы в затвердевающем расплаве алюминия, показывает, что наиболее реалистичным подходом для разработки систем металлургического контроля состояния металлической и композиционной суспензий в процессе их производства является использование методов компьютерного термического анализа с соответствующими пакетами программного моделирования двухфазной зоны. Использование экспериментальных данных термического анализа кривых охлаждения сплавов является простым, малозатратным и, несмотря на значительно более простое исполнение экспериментальной установки, эффективным и точным методом определения содержания твердой фазы  $f_S$  металлов и сплавов при их затвердевании как функции от времени и температуры [8].

Суть СА-методов состоит в измерении и обработке данных термического анализа технологической пробы расплава с помощью термопары, т.е. зависимости «температура-время» при ее затвердевании для расчета функции твердой фракции. Расчет функции твердой фракции от времени реализуется путем математических преобразований уравнения теплового баланса затвердевающей пробы [8]:

$$\frac{dQ_L}{dt} - V\rho c_p \left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc} = h_{cc} A (T_{cc} - T_0), \quad (5)$$

где  $Q_L$  – количество теплоты кристаллизации, выделившееся при затвердевании, Дж;  $V$  – объем пробы расплава, м<sup>3</sup>;  $\rho$  – плотность расплава, кг/м<sup>3</sup>;  $c_p$  – теплоемкость, Дж/(кг·К);  $T_{cc}$  – температура, из-

меряемая термпарой, °С (индекс «*cc*» обозначает кривую охлаждения);  $t$  – время, с;  $h_{cc}$  – эффективный коэффициент теплопередачи, который описывает потери тепла при ньютоновском охлаждении металла через форму в окружающую среду, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $A$  – площадь поверхности технологической пробы, м<sup>2</sup>;  $T_0$  – температура окружающей среды, °С.

Введя обозначение  $q_{cc}$ :

$$q_{cc} = h_{cc} A (T_{cc} - T_0), \quad (6)$$

уравнение (5) запишется в следующей форме:

$$\left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc} = \frac{1}{V \rho c_p} \left[ \frac{dQ_L}{dt} - q_{cc} \right], \quad (7)$$

которое описывает производную кривой охлаждения.

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

$$-V \rho c_p \left( \frac{dT}{dt} \right)_{zc} = h_{zc} A (T_{zc} - T_0), \quad (8)$$

или, выражая производную температуры от времени:

$$\left( \frac{dT}{dt} \right)_{zc} = \frac{-h_{zc} A (T_{zc} - T_0)}{V \rho c_p}, \quad (9)$$

где индекс «*zc*» означает так называемую базовую кривую, соответствующую таким условиям, когда фазовые превращения отсутствуют.

Введя обозначение  $q_{zc}$ :

$$q_{zc} = h_{zc} A (T_{zc} - T_0), \quad (10)$$

уравнение (9) принимает следующую форму:

$$\left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} = \frac{-q_{zc}}{V\rho c_p}. \quad (11)$$

Вычитая уравнение (11) из (7), можно найти скорость тепловыделения при фазовом превращении:

$$\frac{dQ_L}{dt} = V\rho c_p \left( \left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} + q_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} - q_{zc} \right). \quad (12)$$

Учитывая, что  $(q_{cc} - q_{zc})$  составляет менее 3 % от  $((dT/dt)_{cc} - (dT/dt)_{zc})$  [8], и, пренебрегая разностью  $(q_{cc} - q_{zc})$ , получают, что

$$\frac{dQ_L}{dt} = V\rho c_p \left( \left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} \right). \quad (13)$$

Интегрируя последнее уравнение, получают выражение для теплоты кристаллизации:

$$Q_L = V\rho c_p \int_0^t \left( \left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} \right) dt, \quad (14)$$

или выражение для вычисления удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = \frac{Q_L}{V\rho} = c_p \int_0^t \left( \left(\frac{dT}{dt}\right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc} \right) dt. \quad (15)$$

Базовую кривую  $\left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc}$  приближенно вычисляют, определяя моменты начала и окончания кристаллизации, из предположения, что температура пробы расплава при условии отсутствия фазовых превращений изменяется по экспоненциальному закону [8, 11].

Содержание твердой фракции в расплаве вычисляют как функцию от времени:

$$f_S = \frac{L'(t)}{L'}. \quad (16)$$

Используя ССА-метод, можно определить количество теплоты кристаллизации при фазовом переходе металла от жидкого к твердому состоянию в уравнении (4) для любого момента времени, соответствующего определенной скорости охлаждения:

$$\dot{Q}(x,t) = L \frac{\partial f_S(\partial T / \partial t, t)}{\partial t}. \quad (17)$$

Очевидно, что экспериментальные значения для  $f_S$  могут быть определены не только как функция от времени  $t$ , но также как функция от  $\partial T / \partial t$  (скорости охлаждения) и температуры  $T$ , что позволяет исследовать эволюцию выделения твердой фракции в различных режимах.

Следует отметить, что, несмотря на очевидные достоинства ньютоновского термического анализа, точность вычислений содержания твердой фракции существенно зависит от погрешности определения базовой линии, что является одной из главных проблемных задач ССА-методов [12]. В связи с этим особого внимания заслуживают подходы математической обработки кривых охлаждения, не связанные с определением базовой линии, в том числе итерационные процедуры вычисления  $f_S$  [5, 8].

**Алгоритм расчета твердой фракции.** Зависимость выделяющейся доли твердой фазы в расплаве от времени  $f_S(t)$  из уравнения (5) можно найти, определив функцию  $\theta(t)$ , которая характеризует скорость выделения теплоты кристаллизации сплава:

$$\theta(t) = \xi \Delta T(t) + \left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc}, \quad (18)$$

$$\xi = \frac{h_{cc} A}{V \rho c_p}, \quad (19)$$



$$\Delta T(t) = T_{cc} - T_0. \quad (20)$$

В этом случае уравнение (5) принимает простой и компактный вид:

$$\frac{1}{V\rho c_p} \frac{dQ_L}{dt} = \theta(t). \quad (21)$$

Учитывая, что количество выделившейся теплоты кристаллизации прямо пропорционально массе образующейся твердой фазы, содержание твердой фракции в металлической ЖТ-суспензии вычисляется интегрированием функции  $\theta(t)$  от времени:

$$f_S(t) = \frac{\int_L \theta(t) dt}{\Psi}, \quad (22)$$

$$\Psi = \frac{L}{c_p}, \quad (23)$$

где  $L$  – удельная теплота кристаллизации сплава, Дж/кг.

Значения параметра  $\xi$  рассчитываются для однофазных участков кривой охлаждения сплава из уравнения (8) с учетом (19), (20) для моментов времени начала ( $t = t_L$ ) и конца затвердевания ( $t = t_S$ ) пробы расплава:

$$\xi = -\frac{dT/dt}{\Delta T(t)}. \quad (24)$$

Значения параметра  $\psi$  определяли из уравнения (22) с учетом того, что  $f_S(t) = 1$  для момента времени полного затвердевания пробы расплава  $t = t_S$ .

Ниже представлен алгоритм расчета входных параметров модели, полученных после обработки результатов термического анализа, обеспечивающий возможность автоматического определения значений объемной доли, выделяющейся в процессе затвердевания

твердой фазы в зависимости от времени и температуры на основе оценки функции скорости выделения теплоты кристаллизации сплава:

1. Вычисление первой производной температуры расплава от времени  $dT(t)/dt$ .

2. Поиск точки  $t_M$ , соответствующей максимальному значению первой производной  $\text{Max}\{dT(t)/dt\}$ .

3. Определение точки, соответствующей времени окончания затвердевания,  $t_S$  из условия  $\frac{dT(t_S)}{dt} = \text{Min}\{dT(t)/dt\}$  при  $t > t_M$ .

4. Расчет значения параметра  $\xi(t_S)$  для момента времени  $t_S$  из уравнения (24).

5. Расчет функции  $\theta(t)$ , характеризующей скорость выделения теплоты кристаллизации сплава.

6. Определение интервала времени  $t_L - t_S$ , соответствующего условию  $\theta(t) > 0$ .

7. Расчет значения параметра  $\xi(t_L)$  для момента времени  $t_L$ .

8. Расчет значений  $\xi(t)$  в интервале  $t_L - t_S$  в приближении  $\xi(t) = at + b$ .

9. Расчет параметра  $\psi = \int_{t_L}^{t_S} \theta(t) dt$ .

10. Расчет объемной доли твердой фазы, выделяющейся при затвердевании расплава, с использованием уравнения (22).

**Методика проведения экспериментов.** С использованием разработанного алгоритма исследовали процесс затвердевания сплавов системы Al-Si с содержанием кремния до 18 % (масс.). Для проведения термического анализа сплавов в работе использовали переносные малогабаритные микропроцессорные регистрирующие устройства с автономным питанием, обеспечивающие сбор данных с использованием штативов с одноразовыми измерительными стаканчиками со встроенными термопарами (рисунок 1, а), штативов (рисунок 1, б) со сменными термопарами типа К (хромель-алюмелевые) и их передачу в персональный компьютер (ПК) через COM- или USB-порт.



а



б

Рисунок 1 – Микропроцессорные регистрирующие устройства для термического анализа

В зависимости от условий проведения измерений использовались штативы с одноразовыми измерительными стаканчиками со встроенными термопарами типа К (ElectroNite, Бельгия), конструкция которых позволяет осуществить заливку расплава из ковша, либо штативы со сменными термопарами типа К, конструкция которых позволяет погружать термопару в тигель с расплавом, когда заливка расплава из ковша невозможна (композиционная суспензия находится в кашеобразном состоянии).

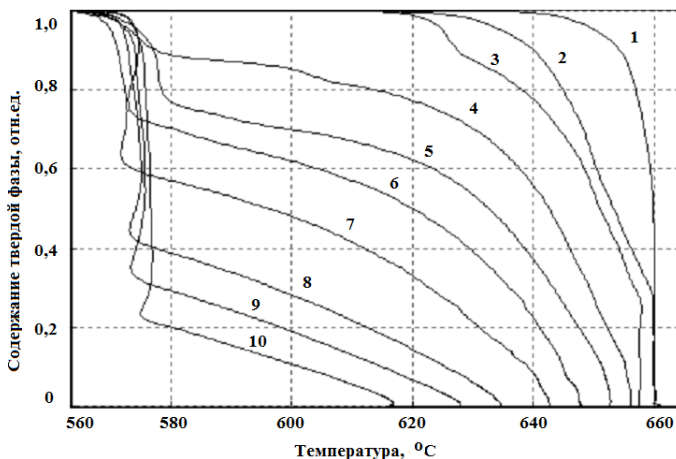
Сбор данных для термического анализа сплавов осуществлялся с использованием хромель-алюмелевых термопар (типа К) с диаметром сечения 0,5 мм первого класса точности в соответствии со стандартами МЭК 60584 и СТБ ГОСТ Р 8.585-2004 (чувствительность термопреобразователя 40–41 мкВ/°С). Для защиты термопары от контакта с расплавом в штативах со сменными термодатчиками использовались цилиндрические кварцевые трубки длиной  $35 \pm 5$  мм с наружным диаметром не более 4,5 мм и внутренним – не менее 3,0 мм. Измерения температуры расплава проводили в условиях естественного охлаждения тигля с расплавом массой от 30 до 100 г, в зависимости от используемых средств измерений, на воздухе при комнатной температуре. Скорость охлаждения сплава в предкристаллизационный период составляла 0,5–1,5 °С/с. Интервалы времени между последовательными измерениями температуры (параметр настройки устройства) задавались в зависимости от условий

эксперимента от 0,4 до 3,3 с, разрешающая способность измерительного комплекса составляла  $\pm 0,05$  °C (2 мкВ).

Первичная обработка данных термического анализа производилась с использованием микропроцессорного преобразователя на базе микроконвертора серии ADuC834/6, обеспечивающего функции автоматического преобразования входного сигнала (термоЭДС) из аналогового в цифровой вид (значения температуры, °C). Вывод результатов измерений температуры осуществлялся на встроенный дисплей, данные (температурно-временные зависимости) по окончании измерений записывались в энергонезависимую память регистрирующего микропроцессорного устройства, с последующей передачей в ПК для их обработки. Обработка данных на ПК проводилась с помощью компьютерной программы, обеспечивающей функции анализа кривых охлаждения и их визуализации.

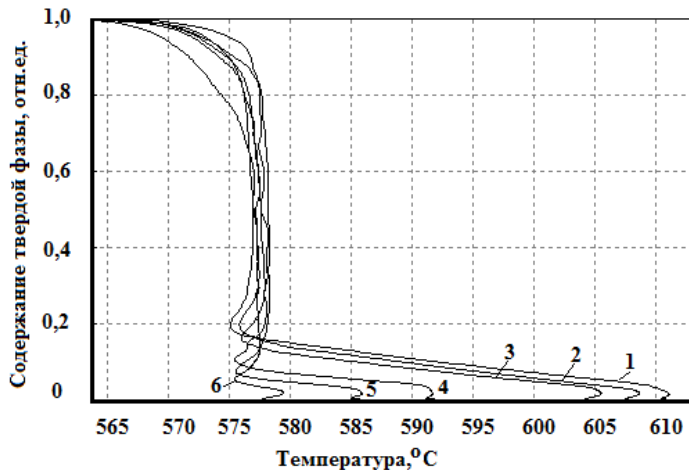
**Полученные результаты и их обсуждение.** Установлено, что повышение концентрации кремния в алюминии в процессе температурно-временной обработки композиционной суспензии Al/SiO<sub>2</sub>, даже в десятых долях процента, резко меняет характер кристаллизации расплава. Зависимости содержания твердой фазы в доэвтектических ЖТ-сплавах системы Al-Si в зависимости от температуры представлены на рисунках 2, 3.

В композиционных суспензиях Al/SiO<sub>2</sub>, в которых в качестве матричного сплава используется чистый алюминий, контроль состояния ЖТ-суспензии с требуемым содержанием твердой фазы (30–50 %) с использованием одних только средств измерения температуры осуществить невозможно, поскольку большая часть расплава (до 60 %) затвердевает при постоянной температуре (660 °C). В связи с этим требуется использовать кинетические зависимости содержания твердой фазы алюминия от времени, полученные при термическом анализе расплава. Если объем расплава большой и полное время его затвердевания известно (из эксперимента или из расчета), то время начала операции перемешивания с целью формирования тиксотропной ЖТ-суспензии можно оценить по нормированным зависимостям, в которых текущее время отнесено к полному времени затвердевания небольшой технологической пробы расплава (рисунок 4).



1 – Al; 2 – Al-0,1%Si; 3 – Al-0,5%Si; 4 – Al-1,0%Si; 5 – Al-1,5%Si;  
 6 – Al-2,0%Si; 7 – Al-3,0%Si; 8 – Al-4,0%Si; 9 – Al-5,0%Si; 10 – Al-6,0%Si

Рисунок 2 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в доэвтектических сплавах системы Al-Si (содержание кремния в % масс.)



1 – Al-7%Si; 2 – Al-8%Si; 3 – Al-9%Si; 4 – Al-10%Si; 5 – Al-11%Si; 6 – Al-11,5%Si

Рисунок 3 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в доэвтектических сплавах системы Al-Si (содержание кремния в % масс.)

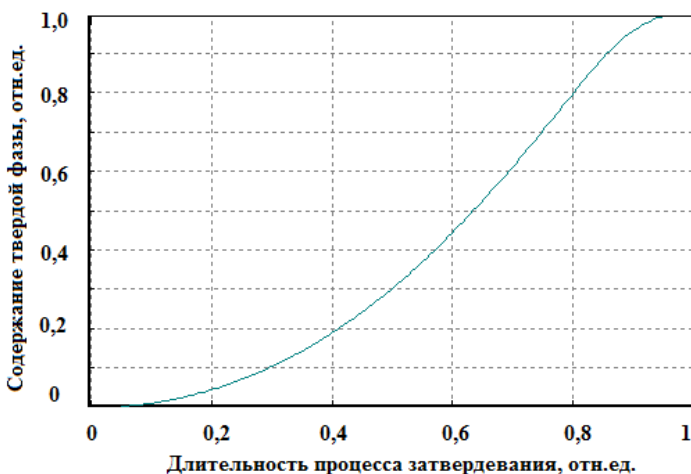
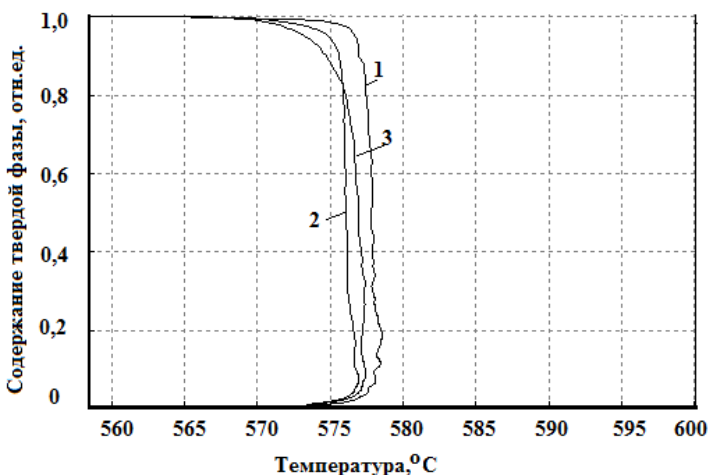


Рисунок 4 – Зависимости содержания твердой фазы от времени затвердевания алюминия марки А7 (время в относительных единицах: за 0 принято время начала затвердевания, за 1 – окончания затвердевания)

Как видно из представленных данных, наиболее целесообразным является использование в качестве матричных сплавов с содержанием кремния от 4 до 5 % (масс.), поскольку до начала формирования эвтектических колоний содержание кристаллов твердой фазы  $\alpha$ -Al раствора составит от 30 до 50 %, необходимое для формирования тиксотропной металлической суспензии с последующим замешиванием армирующих частиц керамики. Температура расплава при этом достигает 577 °С (начало эвтектического превращения) и остается неизменной практически до полного затвердевания, что удобно для организации температурного контроля операции перемешивания расплава.

Практически вся масса твердой фазы в сплавах Al-Si с содержанием кремния от 12 до 13,5 % (масс.) затвердевает при постоянной температуре 576–577 °С. Контроль формирования требуемого количества твердой фракции с использованием одних только средств регистрации температуры осуществить невозможно. Зависимости содержания твердой фазы в эвтектических ЖТ-сплавах системы Al-Si в зависимости от температуры представлены на рисунке 5.



1 – Al-12%Si; 2 – Al-13%Si; 3 – Al-13,5%Si

Рисунок 5 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в эвтектических сплавах системы Al-Si (содержание кремния в % масс.)

Кинетическая кривая затвердевания Al-Si сплава эвтектического состава с содержанием кремния 12,5 % представлена на рисунке 6. Сравнительный анализ кинетики затвердевания алюминия и сплава эвтектического состава (рисунки 4, 6) показывает, что характер кристаллизации у этих сплавов не меняется, однако в начальной стадии затвердевания формирование твердой фракции в эвтектическом Al-Si сплаве осуществляется несколько медленнее, чем в алюминии. Например, за период времени, равный 0,4 от всей продолжительности затвердевания, сформируется лишь 15 % твердой фазы, в то время как за аналогичный период времени в алюминиевой ЖТ-суспензии сформируется 20 % твердой фазы.

В заэвтектических сплавах с содержанием кремния до 18 % (масс.) в силу небольшого количества образующейся первичной фазы процесс формирования металлической ЖТ-суспензии определяется ростом эвтектических колоний практически при постоянной температуре 574–577 °C (рисунок 7).

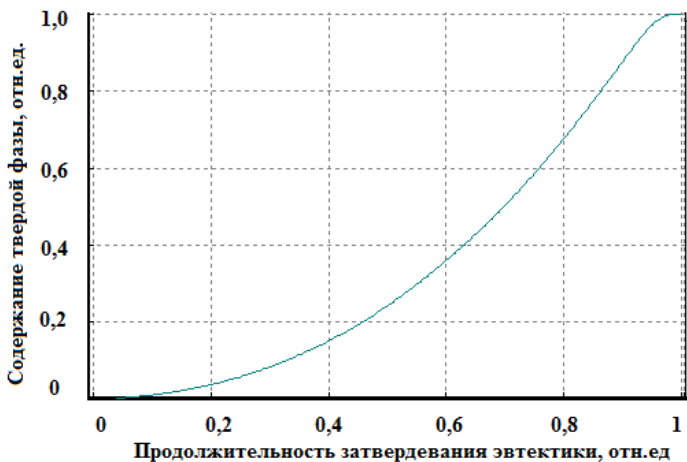
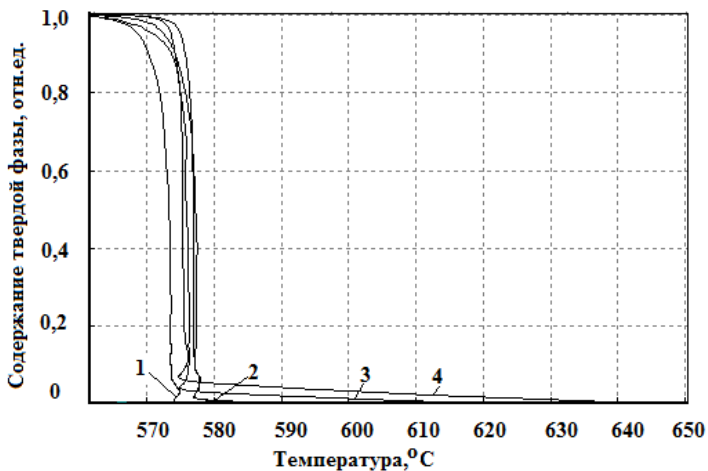


Рисунок 6 – Зависимости содержания твердой фазы от времени затвердевания сплава Al-12,5%Si (время в относительных единицах: за 0 принято время начала затвердевания, за 1 – окончания затвердевания)



1 – Al-14,5 % Si; 2 – Al-16 % Si; 3 – Al-17 % Si; 4 – Al-18 % Si

Рисунок 7 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в заэвтектических сплавах системы Al-Si (содержание кремния в % масс.)



**Заключение.** В работе представлена методика определения объемной доли выделяющейся в процессе затвердевания расплава твердой фазы (содержания твердой фракции жидко-твердофазной металлической суспензии) как функции от времени с использованием экспериментальных данных термического анализа. Расчет содержания твердой фракции выполнен на основе определения функционала скорости выделения теплоты кристаллизации сплава и обеспечивает возможность решения задачи без необходимости определения базовой линии, которая требуется при использовании методики классического (ньютоновского) термического анализа. Полученные зависимости содержания твердой фракции от температуры в интервале кристаллизации сплавов системы Al-Si с содержанием кремния до 18 % (масс.) могут быть использованы при разработке жидко-твердофазных технологических маршрутов получения литейных и дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов с использованием кварцевых материалов.

## Литература

**1. Hirt, G.** Semi-solid Forming of Aluminium and Steel – Introduction and Overview / G. Hirt, L. Khizhnyakova, R. Baadjou, F. Knauf, and R. Kopp // Thixoforming: Semi-solid Metal Processing. Edited by G. Hirt and R. Kopp, 2009, WILEY-VCH, Weinheim. – pp. 1–27.

**2. Saravanan, C.** Fabrication of aluminium metal matrix composite / C. Saravanan, K. Subramanian, D. B. Sivakumar, M. Sathyanandhan, R. Sankara Narayanan // Journal of Chemical and Pharmaceutical Sciences, Special Issue 7, 2015. – pp. 82–87.

**3. Арабей, А.В.** Технологические аспекты синтеза литейных сплавов и лигатур системы Al–Si из алюмоматричных композиций, полученных с использованием кварцевых материалов, отходов алюминия и кремния / А.В. Арабей, И.В. Рафальский // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 2012. – № 4. – С. 33–39.

**4. Dolata-Grosz, A.** Solidification and structure of heterophase composite / A. Dolata-Grosz, M. Dyzia, J. Śleziona // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, Vol. 20, No. 1–2. – pp. 103–106.

**5. Gibbs, J.W.** Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis / J.W. Gibbs, P.F. Mendez // *Scripta Materialia*, 2008, Vol. 58. – pp. 699–702.

**6. Tzimas E., Antonios Zavaliangos.** 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). – pp. 5319–5330.

**7. 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. – pp. 115–136.

**8. Stefanescu, D.M.** Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Castings / D.M. Stefanescu, G. Upadhyya, D. Bandyopadhyay // *Metallurgical Transactions A*, 1990, Vol. 21A. – pp. 997–1005.

**9. Suchy, J.S.** Modelling of composite crystallization / J.S. Suchy, J. Lelito, B. Gracz, P.L. Zak, H. Krawiec // *China Foundry*, 2012, Vol. 9, No. 2. – pp. 184–188.

**10. Gibbs, J.W.** Cooling Curve Analysis as an Alternative to Dilatometry in Continuous Cooling Transformations / J.W. Gibbs, C. Schlacher, A. Kamyabi-Gol, P. Mayr, P.F. Mendez // *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, Vol. 46, No. 1.– pp. 148–155.

**11. Бялик О.М.** Вопросы динамической теории затвердевания металлических отливок / О.М. Бялик, Ю.Л. Ментковский // Киев: Вища школа. – 1983. – 111с.

**12. Cruz, H.** Quantification of the microconstituents formed during solidification by the Newton thermal analysis method / H. Cruz, C. Gonzalez, A. Juarez, M. Herrera, J. Juarez // *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, Vol. 178. – pp. 128–134.