

УДК 669.715, 669.74

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

ЭВОЛЮЦИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ СОДЕРЖАНИЯ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ В ЖИДКО- ТВЕРДОФАЗНЫХ Al-Si СПЛАВАХ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАТРИЕМ И СТРОНЦИЕМ

Введение. Определение содержания твердых фаз в затвердевающих сплавах при заданных температуре и времени относится к числу одной из наиболее сложных фундаментальных проблем теории металлических материалов. Решение этой задачи является принципиально важным как для разработки систем контроля металлургических жидко-твердофазных (ЖТФ) процессов получения сплавов (реолитья, комполитья), так и для успешного моделирования тепловых процессов формирования литых изделий.

Как известно, проблема определения содержания твердой фазы, выделившейся при затвердевании сплава, решается в задачах моделирования тепловых процессов с использованием уравнения теплопроводности:

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

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 модифицирующей обработки литейных сплавов влияют на значения теплофизических параметров, используемых при моделировании, и, в свою очередь, на про-

цессы формирования отливок. В этом случае наиболее важен адекватный учет неравномерности тепловыделения и образования твердой фазы при затвердевании.

Анализ работ, посвященных вопросам определения содержания твердой фазы в затвердевающих расплавах, показал, что наиболее рациональным подходом для разработки систем металлургического контроля ЖТФ состояния сплавов на основе алюминия в процессе их производства ввиду низкой стоимости, более высокой оперативности и точности количественной оценки параметров кинетики затвердевания является использование методов однотермопарного компьютерного термического анализа (ССА-методов) [1–10].

Расчет функции твердой фазы от времени в методах однотермопарного компьютерного термического анализа реализуется путем преобразований уравнения теплового баланса затвердевающей пробы расплава [1]:

$$\frac{dQ_L}{dt} - V\rho C_P \left(\frac{dT}{dt} \right)_{\tilde{n}\tilde{n}} = \alpha_{\tilde{n}\tilde{n}} F (T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0), \quad (2)$$

где Q_L – количество теплоты кристаллизации, выделившееся при затвердевании, Дж; V – объем пробы расплава, m^3 ; T_{cc} – температура, измеряемая термопарой, $^{\circ}C$ (индекс cc обозначает кривую охлаждения); t – время, с; α_{cc} – эффективный коэффициент теплопередачи, который описывает потери теплоты при ньютоновском охлаждении металла через форму в окружающую среду, $Вт/(m^2 \cdot K)$; F – площадь поверхности технологической пробы, m^2 ; T_0 – температура окружающей среды, $^{\circ}C$.

Содержание твердой фазы в затвердевающих расплавах определяют, как правило, методом Ньютона как функцию от времени

$$f(t) = \frac{\int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{\tilde{n}\tilde{n}} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right) dt}{\int_0^{t_S} \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{cc} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{zc} \right) dt}, \quad (3)$$

где t_s – время окончания затвердевания пробы расплава, с; $\left(\frac{dT}{dt}\right)_{zc}$ –

функция базовой линии.

Однако при расчете содержания выделяющейся при затвердевании расплава твердой фазы методом Ньютона, во-первых, предполагается, что свойства сплава не известны или не зависят от температуры, и, во-вторых, точность вычислений существенно зависит от погрешности определения функции базовой (ньютоновской) линии [2].

Альтернативное решение задачи определения содержания твердой фазы в затвердевающих расплавах с использованием данных одностермпарного термического анализа может быть получено без применения в модели расчета базовой линии путем сведения всех теплофизических параметров к одному комплексному теплофизическому коэффициенту [3].

Уравнение теплового баланса пробы расплава (2) можно записать в следующем виде:

$$\frac{dQ_L}{dt} = mC_p \left(k(T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{\tilde{n}\tilde{n}} \right), \quad (4)$$

где m – масса пробы расплава, кг; $k = \frac{\alpha_{\tilde{n}\tilde{n}}F}{mC_p}$ – комплексный теплофизический коэффициент, имеющий размерность с⁻¹.

Интегрируя уравнение (4), можно получить выражение для расчета выделившейся теплоты кристаллизации:

$$Q_L = mC_p \int_0^i \left(k(T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{\tilde{n}\tilde{n}} \right) dt, \quad (5)$$

а также выражение для вычисления удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = C_p \int_0^i \left(k(T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{\tilde{n}\tilde{n}} \right) dt. \quad (6)$$

Содержание твердой фракции в расплаве в этом случае вычисляется как функция от времени:

$$f_S(t) = \frac{L'(t)}{L} = \frac{\int_0^t \left(k(T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{\tilde{n}\tilde{n}} \right) dt}{\int_0^{t_S} \left(k(T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt} \right)_{\tilde{n}\tilde{n}} \right) dt}. \quad (7)$$

Значения теплофизического коэффициента k в каждый момент времени для однофазных участков кривой охлаждения сплава (до начала кристаллизации и после затвердевания пробы) могут быть найдены, применяя численную схему вычисления производной кривой охлаждения, из уравнения:

$$k(t) = - \frac{(dT/dt)_{\tilde{n}\tilde{n}}}{T_{\tilde{n}\tilde{n}} - T_0}. \quad (8)$$

В том случае, когда интервал кристаллизации сплава небольшой, удобно в расчетах использовать значения коэффициента k , рассчитанные для момента окончания затвердевания сплава. Для широкоинтервальных сплавов требуется учесть изменения теплофизических свойств сплава от температуры в интервале его кристаллизации, в этом случае коэффициент k определяется методом наименьших квадратов, используя полученные по формуле (8) данные для однофазных участков сплава, путем аппроксимации его температурной зависимости полиномом n -й степени ($n \leq 3$):

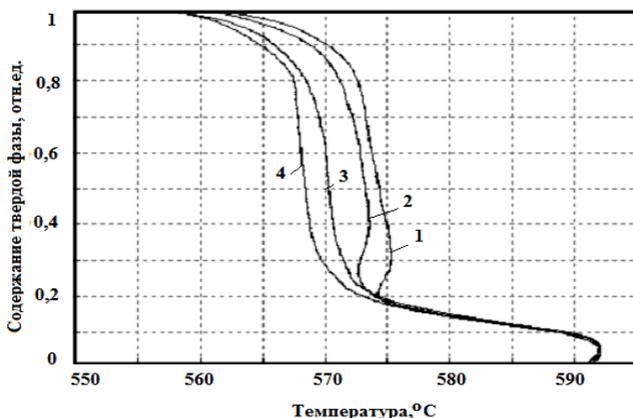
$$k(T_i) = \sum_{j=0}^n a_j \cdot T_i^j. \quad (9)$$

Предложенный метод расчета выделяющейся в процессе затвердевания твердой фазы с использованием экспериментальных данных однократного термического анализа обеспечивает возможность выполнения вычислений без необходимости аппроксимации базовой линии, с учетом изменений свойств расплава от температуры.

Методика проведения экспериментов. В качестве объекта исследований были использованы сплавы системы Al-10 % (мас.) Si, нагрев которых проводился в печах сопротивления типа СНОЛ. Для модифицирования сплава применялись металлический натрий и стронций. Натрий в расплав вводился в «колокольчике» под зеркало расплава, стронций – в лигатуре Al-4 % (мас.) Sr. Температура расплава при модифицирующей обработке составляла 730 ± 10 °С, время выдержки в печи после модифицирующей обработки – 5 мин при использовании натрия, до 20 мин при обработке стронцийсодержащей лигатурой.

Термический анализ проводился с использованием лабораторных штативов со сменными хромель-алюмелевыми термопарами. Для защиты термопары от контакта с алюминиевым расплавом использовались цилиндрические кварцевые трубки длиной 35 ± 5 мм с наружным диаметром не более 4,5 мм и внутренним – не менее 3,0 мм. Сбор данных осуществлялся с использованием разработанных переносных микропроцессорных устройств на базе микроконвертора серии ADuC834/6 для однотермопарного термического анализа сплавов. Обработка результатов термического анализа проводилась на персональном компьютере.

Полученные результаты и их обсуждение. Температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-Na представлены на рисунке 1. Анализ полученных данных показывает, что характер выделения кристаллической фазы (раствора кремния в алюминии) в интервале температур от 592 до 575 °С, в котором выделяется около 20 % твердой фазы, при модифицировании натрием от 0,01 до 0,05 % (мас.) не изменяется. Однако с началом эвтектической кристаллизации эволюции зависимостей твердой фазы от температуры с увеличением содержания Na становятся более существенными: температура, при которой выделяется 50 % твердой фазы в сплаве с 0,05 % Na, снижается с 574 до 567 °С; начальный этап формирования кристаллов эвтектики с увеличением содержания Na характеризуется уменьшением величины рекалесценции (повышения) температуры, а в сплавах с содержанием Na более, чем 0,03 % (мас.), выделение из жидкости эвтектических кристаллических фаз происходит без рекалесценции температуры.



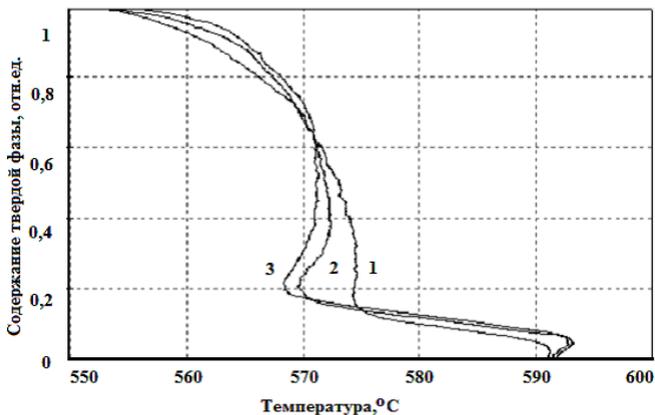
1 – 0,01 % Na; 2 – 0,02 % Na; 3 – Al-0,03 % Na; 4 – Al-0,05 % Na

Рисунок 1 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-Na (содержание элементов в % мас.)

На рисунке 2 представлены температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-Sr. Анализ полученных данных показывает, что характер выделения кристаллических фаз в сплавах системы Al-10%Si-Sr принципиально отличается от сплавов, модифицированных металлическим натрием. Добавки Sr в количестве до 0,05 % (мас.) в сплавы Al-10%Si приводят к снижению на 5–7 °C температуры начала выделения эвтектических кристаллических фаз, увеличивая на 3–5 % содержание твердого раствора кремния в алюминии (наибольшие различия наблюдаются для значений температур, соответствующих выделению 20 % твердой фазы). Выделение эвтектических фаз после начала кристаллизации эвтектики происходит с выраженной рекалесценцией температуры (3–4 °C).

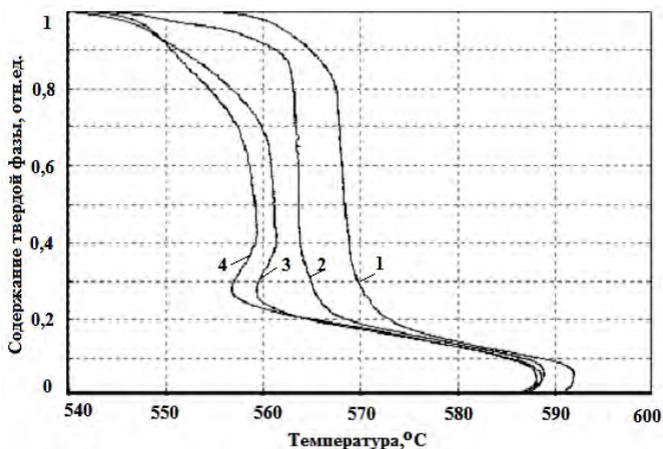
Температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na-Mg представлены на рисунке 3. При содержании магния в сплаве Al-10%Si-0,05%Na свыше 0,6% (мас.) выделение эвтектических фаз сопровождается повышением температуры на 2–3 °C (появлением участков рекалесценции температуры). После выделения 40 % твердой фазы в расплаве дальнейший рост кристаллических фаз протекает практически при постоянной температуре. Температура, при которой в расплаве

Al-10%Si-0,05%Na-0,8%Mg формируется 40–50 % твердой фазы, при этом остается на 9–10 °С меньше по сравнению со сплавом Al-10%Si-0,05%Na без добавок магния.



1 – 0,01 % Sr; 2 – 0,03 % Sr; 3 – Al-0,05 % Sr

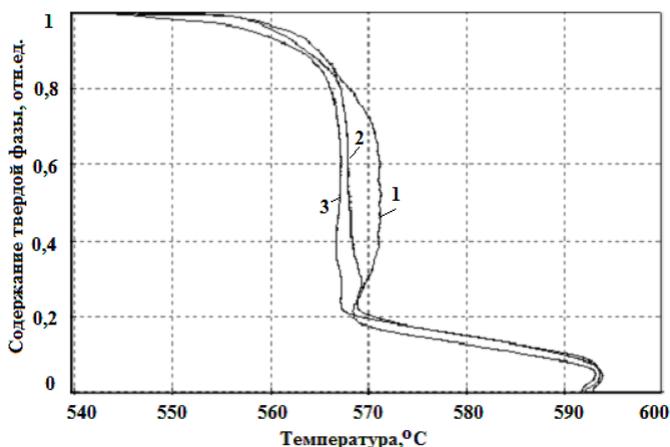
Рисунок 2 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-Sr (содержание элементов в % мас.)



1 – без добавок Mg; 2 – 0,2 % Mg; 3 – 0,6 % Mg; 4 – Al-0,8 % Mg

Рисунок 3 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na-Mg (содержание элементов в % мас.)

Введение добавок магния приводит к существенным изменениям в процессах формирования кристаллических фаз и в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Sr (рисунок 4). Добавки 0,2 % (мас.) Mg заметно изменяют характер выделения твердой фазы после формирования ЖТФ композиции с содержанием кристаллических фаз в расплаве около 20 %, подавляя характерную для модифицированных стронцием сплавов рекалесценцию температуры после начала эвтектической кристаллизации. При этом выделение от 20 до 80 % твердой фазы (эвтектических фаз) в сплавах Al-10%Si-0,05%Sr-0,2%Mg и Al-10%Si-0,05%Sr-0,4%Mg происходит практически при постоянной температуре (в интервале температур 567–569 °C).

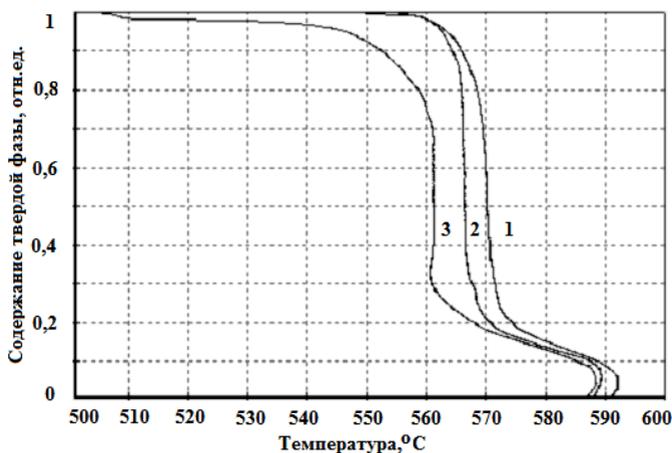


1 – без добавок Mg; 2 – 0,2 % Mg; 3 – Al-0,4 % Mg

Рисунок 4 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Sr-Mg (содержание элементов в % мас.)

Температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na-Cu представлены на рисунке 5. Влияние Cu до 0,8 % (мас.) на процесс формирования твердой фазы в модифицированных сплавах Al-10%Si-0,05%Na выражается в снижении температуры начала выделения твердой фазы (кристал-

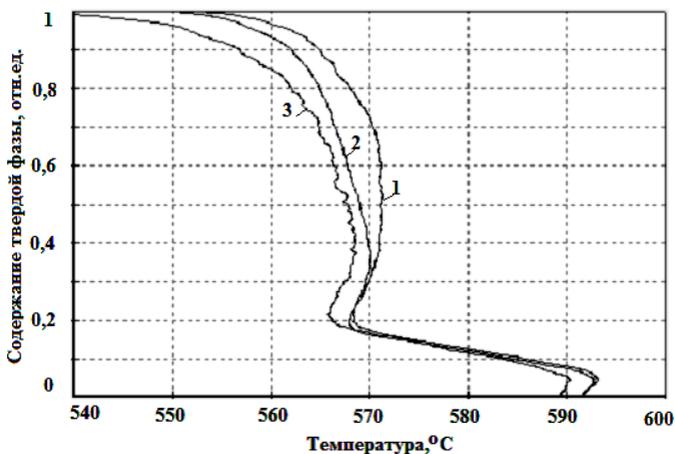
лов раствора кремния и меди в алюминии) на 2–3 °С и изменения температуры выделения эвтектических фаз.



1 – без добавок Cu; 2 – 0,2 % Cu; 3 – Al-0,8 % Cu

Рисунок 5 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na-Cu (содержание элементов в % мас.)

Температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-0,05%Sr-Cu представлены на рисунке 6. Влияние Cu до 0,8 % (мас.) на процесс формирования твердой фазы в модифицированных сплавах Al-10%Si-0,05%Sr выражается в снижении температуры выделения кристаллических фаз (кристаллов раствора кремния и меди в алюминии на 2–3 °С и эвтектических фаз на 4–5 °С). Начало выделения эвтектических фаз происходит с выраженной рекалесценцией температуры (около 3 °С). После формирования ЖТФ композиции Al-10%Si-0,05%Sr-0,8%Cu с содержанием твердой фазы около 40 % дальнейший процесс выделения кристаллических фаз смещается в область более низких температур, по сравнению с сплавом Al-10%Si-0,05%Sr без добавок меди.

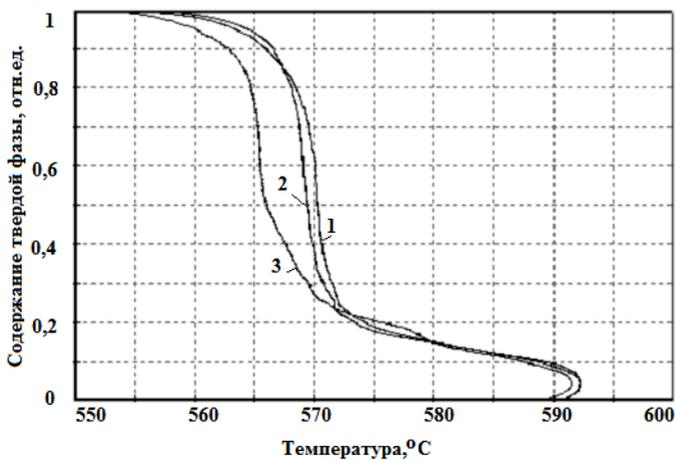


1 – без добавок Cu; 2 – 0,2 % Cu; 3 – Al-0,8 % Cu

Рисунок 6 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Sr-Cu (содержание элементов в % мас.)

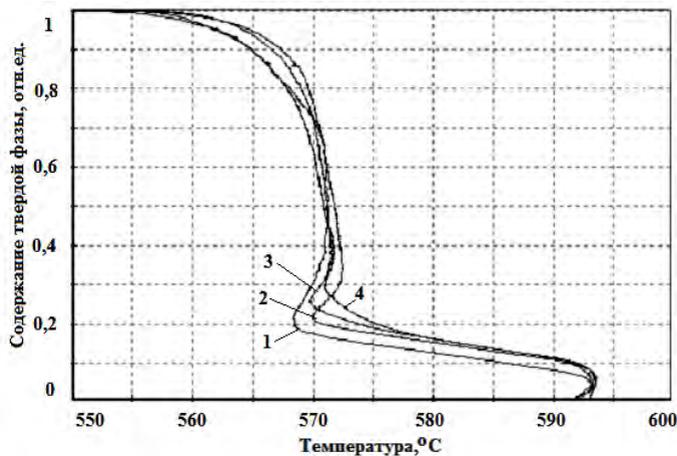
Температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na-Fe представлены на рисунке 7. Добавки Fe от 0,2 до 0,4 % (мас.) практически не влияют на процессы выделения твердых фаз в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na. Повышение содержания железа до 0,8 % (мас.) приводит к тому, что после формирования 20 % твердой фазы (раствора кремния и железа в алюминии, интерметаллидов железа) в расплаве наблюдается менее интенсивное выделение эвтектических фаз при снижении температуры эвтектической кристаллизации до 565 °C. Температура, при которой выделяется около 50 % твердой фазы в сплаве Al-10%Si-0,05%Na-0,8%Fe, на 4–5 °C меньше, чем в сплаве Al-10%Si-0,05%Na-0,2%Fe.

На рисунке 8 представлены температурные зависимости содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах системы Al-10%Si-0,05%Sr-Fe. Добавки Fe в количестве до 0,8 % (мас.) не оказывают существенного влияния на процессы формирования твердых фаз в ЖТФ композициях системы Al-10%Si-0,05%Sr.



1 – 0,2 % Fe; 2 – 0,4 % Fe; 3 – Al-0,8 % Fe

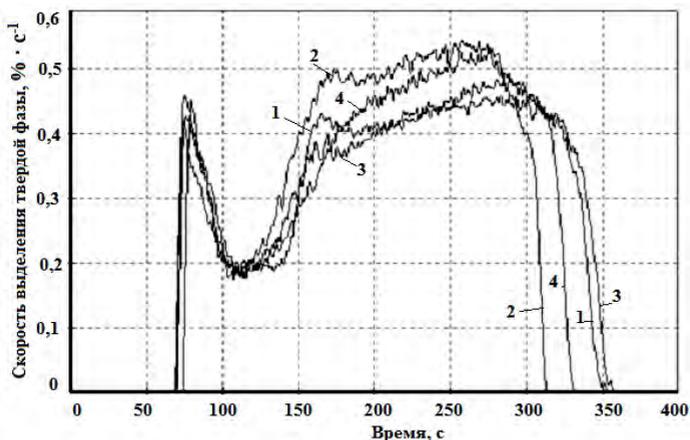
Рисунок 7 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Na-Fe (содержание элементов в % мас.)



1 – без добавок Fe; 2 – 0,2 % Fe; 3 – Al-0,4 % Fe; 4 – Al-0,8 % Fe

Рисунок 8 – Зависимости содержания твердой фазы от температуры в сплавах системы Al-10%Si-0,05%Sr-Fe (содержание элементов в % мас.)

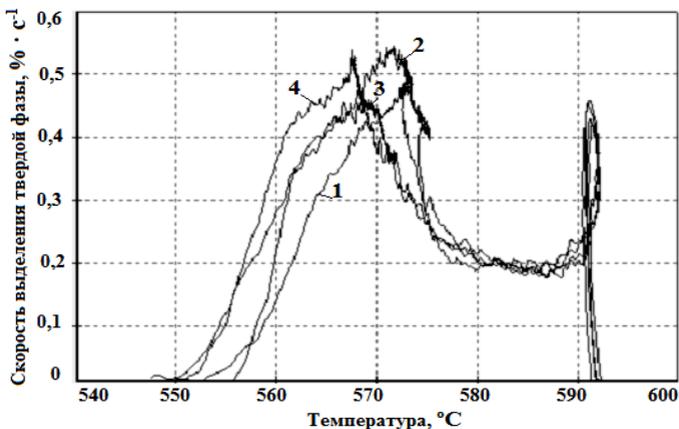
Для того чтобы объяснить наблюдаемые изменения зависимостей содержания кристаллических фаз в ЖТФ сплавах рассмотренных систем от температуры, необходимо установить влияние модифицирующих добавок на параметры кинетики процесса и особенности роста выделения эвтектических фаз. Однако при рассмотрении зависимостей параметров кинетики образования твердой фазы (скорость выделения кристаллических фаз в расплавах) от времени корреляция с содержанием модификаторов в сплаве в модифицированных сплавах не обнаруживается (рисунок 9).



1 – 0,01 % Na; 2 – 0,02 % Na; 3 – Al-0,03 % Na; 4 – Al-0,05 % Na

Рисунок 9 – Зависимость скорости выделения твердой фазы от времени в интервале кристаллизации сплавов системы Al-10%Si-Na (содержание элементов в % мас.)

Влияние модификаторов на параметры кинетики образования твердой фазы в ЖТФ сплавах выявляются только при рассмотрении зависимостей скорости выделения кристаллических фаз от температуры: пик интенсивности выделения твердых фаз с увеличением содержания модификатора сдвигается в область более низких температур (рисунок 10).



1 – 0,01 % Na; 2 – 0,02 % Na; 3 – Al-0,03 % Na; 4 – Al-0,05 % Na
 Рисунок 10 – Зависимость скорости выделения твердой фазы от температуры в интервале кристаллизации сплавов систем Al-10%Si-Na (содержание элементов в % мас.)

На рисунке 11 представлена зависимость температуры, при которой наблюдаются максимальные значения скорости образования твердых эвтектических фаз от содержания в сплаве модификатора (Na и Sr).

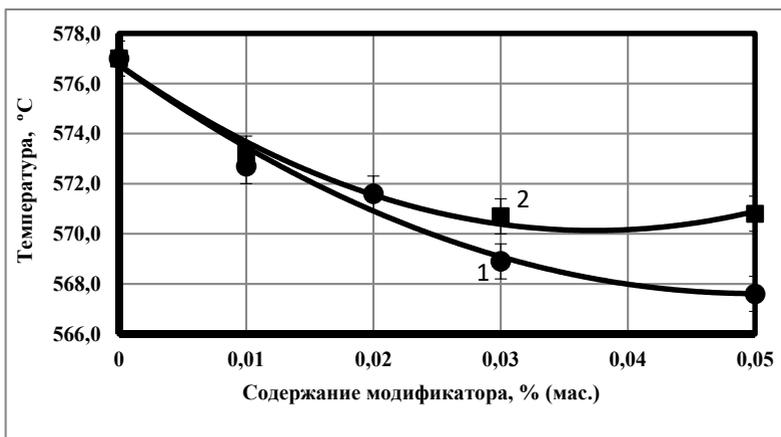


Рисунок 11 – Зависимость температуры, при которой наблюдается максимальное значение скорости выделения из расплава эвтектических фаз, от содержания модификатора в сплавах Al-10%Si-Na (1) и Al-10%Si-Sr (2)

Различный характер зависимостей содержания твердой фазы от температуры в ЖТФ композициях на основе системы Al-Si, модифицированных натрием и стронцием, объясняется следующими особенностями формирования кристаллической структуры сплавов исследованных систем, установленными методом металлографического анализа образцов сплавов, полученных после закалки в воде от различных температур в ЖТФ состоянии [11].

После образования и роста первичных кристаллов твердого раствора кремния в алюминии и достижения расплавом температуры эвтектического превращения начинается кристаллизация фаз эвтектической системы Al-Si. Кристаллизация эвтектики немодифицированного сплава может начинаться путем выделения и роста дендритных образований твердого раствора кремния в алюминии на поверхности уже сформировавшихся первичных кристаллов (α -фазы), а также путем формирования колоний эвтектических фаз непосредственно в жидкой фазе (рисунок 12, а, б).

Формирование кристаллической структуры эвтектики модифицированных сплавов определяется особенностями зародышеобразования ведущей фазы в начальной стадии эвтектической кристаллизации в зависимости от использованного модификатора. Модифицирование натрием, препятствуя образованию пластинчатой эвтектики из жидкости, при достижении температуры начала эвтектической кристаллизации приводит к появлению большого количества мелких дендритных образований твердого раствора кремния в алюминии на поверхности первичных кристаллов α -фазы (рисунок 12, в).

В отличие от натрия, добавки стронция в Al-Si сплав препятствуют зародышеобразованию эвтектических дендритных фаз твердого раствора кремния в алюминии на поверхности первичных кристаллов α -фазы, что, как следствие, сопровождается появлением на температурных зависимостях содержания твердой фазы участка эвтектической кристаллизации с рекалесценцией температуры (рисунок 12, г).

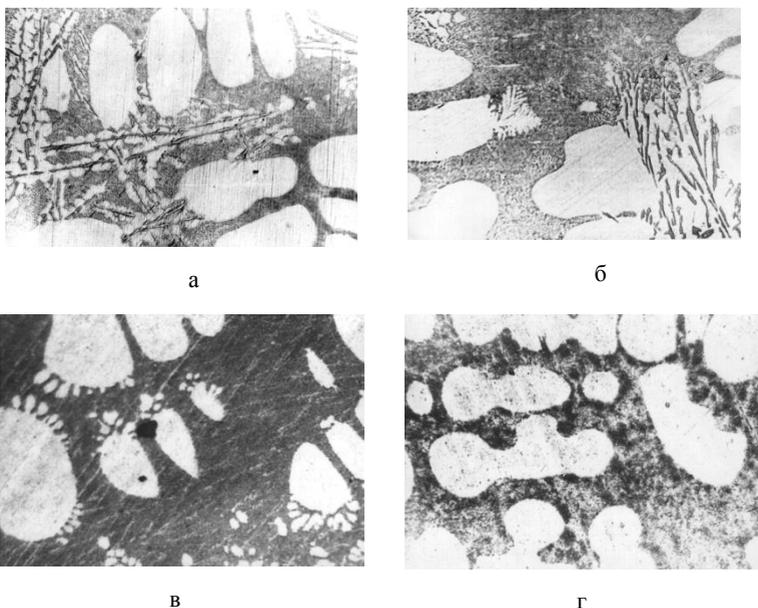


Рисунок 12 – Микроструктуры образцов сплавов, полученных после закалки в воде от различных температур в ЖТФ состоянии, систем: Al-Si (а, б), Al-Si-Na (в), Al-Si-Sr (г) ($\times 300$)

Заключение. Наиболее рациональным подходом для разработки систем металлургического контроля ЖТФ состояния сплавов на основе алюминия в процессе их производства ввиду низкой стоимости, более высокой оперативности и точности количественной оценки параметров кинетики затвердевания является использование методов однотермопарного компьютерного термического анализа. Однако при расчете содержания выделяющейся при затвердевании расплава твердой фазы методом Ньютона, предполагается, что свойства сплава не известны или не зависят от температуры, а точность вычислений существенно зависит от погрешности определения функции базовой (ньютоновской) линии.

Альтернативное решение задачи определения содержания твердой фазы в затвердевающих расплавах с использованием данных однотермопарного термического анализа было получено путем сведения всех теплофизических параметров к одному комплексному

теплофизическому коэффициенту без применения в модели расчета базовой линии.

На основе разработанной модели расчета определены зависимости содержания твердой фазы как функции от температуры в интервале кристаллизации ЖТФ Al-Si сплавов, модифицированных натрием и стронцием. Показано, что эволюции температурных зависимостей содержания твердой фазы в ЖТФ сплавах определяются типом модифицирующих добавок (натрий, стронций), и в значительной степени содержанием легирующих элементов и примесей, содержащихся в сплаве.

Литература

1. 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. – PP. 997–1005.

2. E. Tzimas, 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.

3. Рафальский, И.В. Синтез литейных композиционных сплавов на основе алюминия / И.В. Рафальский, Б.М. Неменёнок // LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 252 с.

4. 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.

5. 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.

6. Modelling of composite crystallization / J.S. Suchy [et al.] // China Foundry. – 2012. – Vol. 9, No 2. – PP. 184–188.

7. 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. – PP. 148–155.

8. Djurdjevic, M.B. Characterization of the Solidification Path of AlSi5Cu (1–4 wt.%) Alloys Using Cooling Curve Analysis / M.B. Djurdjevic, Z. Odanovic, N. Talijan // The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society. – 2011. – Vol. 63, No. 11. – PP. 51–57.

9. Shabestari, S.G. Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis / S.G. Shabestari, M. Malekan // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 492, Issues 1-2. – PP.134–142.

10. Cruz, H. Quantification of the microconstituents formed during solidification by the Newton thermal analysis method / H. Cruz [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 178. – PP. 128–134.

11. Рафальский, И.В. Термический анализ модельных силуминов с различными модификаторами эвтектики / И.В. Рафальский, Г.В. Довнар, С.В. Киселев // Литейное производство. – 2006. – № 3. – С. 21–22.

УДК 669.714

А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
В.А. ШЕЙНЕРТ,
И.Л. КУЛИНИЧ,
Н.В. ЗЫК, канд. хим. наук,
А.И. ИВАНОВ,
В.Ю. ШЕВЧУК (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИГАТУР НА ОСНОВЕ ОЛОВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВТОРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе представлены результаты экспериментальных исследований процесса получения лигатур на основе олова с использованием отходов в виде изгари. В таблице 1 представлен усредненный состав оловянно-свинцовой изгари.