

УДК 621.746.6:542.65

**А. Г. Борисов, Е. И. Марукович*, Ю. А. Лебединский*,
А. М. Брановицкий***

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт технологии металлов НАН Беларуси, Могилев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОТОКА РАСПЛАВА НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ НЕДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ БИНАРНОГО СПЛАВА Al-Si

Экспериментально установлена ключевая роль потока расплава при росте кристаллов на формирование недендритной структуры. Создана модель для компьютерных расчетов на основе параметрического предположения о распределении концентрации примеси при сильном смыве расплава потоком. Установлен немонотонный характер зависимости образования дополнительных ветвей от степени смыва.

Ключевые слова: дендрит, поток, морфология, ветвление.

Експериментально встановлена ключова роль потоку розплаву при рості кристалів на формування недендритної структури. Створена модель для комп'ютерних розрахунків на підґрунті параметричного припущення про розподіл концентрації домішки при суттєвому змиві розплаву потоком. Встановлено немонотонний характер залежності формування додаткових гілок від ступеня змиву.

Ключові слова: дендрит, потік, морфологія, розгалуження.

Key role of the melt flow during crystal growth on formation of non dendrite pattern was determined experimentally. On the base of parametric suggestion on solute distribution under strong flush of melt model for computer calculations was created. Non-monotonous nature of the dependence of additional branches formation on flush intensity was determined.

Keywords: dendrite, flow, morphology, branching.

Введение

Применение алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов становится более разнообразным. Среди литейных сплавов на основе алюминия доминирующее положение занимают сплавы алюминия с кремнием – силуми-

ны и более сложные сплавы этой системы. Они отличаются высокой технологичностью, обладают хорошими литейными свойствами, имеют высокую коррозионную стойкость.

Преимущества литья таких сплавов из жидко-твердого состояния, где твердая фаза имеет недендритную розеточную или глобулярную морфологию, необходимую для обеспечения достаточной жидкотекучести расплава, в последнее время вызывают повышенный интерес среди производителей отливок. Сопоставление традиционных способов литья и использования частично закристаллизованных сплавов демонстрирует для последних практическое отсутствие макросегрегации и пористости, более низкая температура заливки снижает энергозатраты, сокращает время производственного цикла и увеличивает длительность эксплуатации дорогостоящих литейных форм [1-3].

Следует отметить, что недендритная морфология была получена для большого числа сплавов на основе алюминия, меди, железа, кобальта и никеля [4], однако, несмотря на достаточно широкое практическое применение, физический механизм формирования такой морфологии не раскрыт [5]. Так, М. С. Флемингс с соавторами [6] отмечают, что между исследователями до сих пор отсутствует согласие относительно этого механизма. Существуют две точки зрения – первая заключается в том, что вначале формируются дендриты, которые затем фрагментируются с образованием дисперсных частиц, вторая же предполагает, что округлые зерна формируются непосредственно путем зарождения и роста, а дендритная морфология вообще не образуется ни на каком этапе.

В последнем случае в качестве причины формирования недендритной структуры рассматривается изменение устойчивости межфазной границы под влиянием потока. Здесь следует отметить, что в принципе такие структуры могут образовываться за счет взаимного влияния кристаллов при высокой концентрации зародышей, однако в работе [7] для силуминов, близких к эвтектике, было показано как экспериментально, так и путем численной оценки, что недендритная морфология формируется и для достаточно удаленных друг от друга кристаллов.

Относительно роли потока в работе [8] этот вопрос рассматривается в терминах устойчивости плоского фронта кристаллизации при наличии концентрационного переохлаждения в присутствии потока расплава. Классический критерий [9] устойчивости границы раздела (отсутствия концентрационного переохлаждения) авторы дополняют множителем $(3/2)k'$, где k' – эффективный коэффициент распределения, учитывающий влияние потока

$$\frac{G_L}{V} \geq \frac{m C_0 (1-k)}{k D_L} \frac{3}{2} k', \quad (1)$$

где G_L – температурный градиент в расплаве перед поверхностью раздела; V – скорость роста твердой фазы; m – угловой коэффициент наклона линии ликвидус; C_0 – исходная концентрация примеси в расплаве; k – коэффициент распределения; D_L – коэффициент диффузии примеси в жидкой фазе.

Как видно из данного выражения, устойчивость поверхности раздела возрастает при $k' < 2/3$. Такая ситуация, по мнению авторов, достигается «при достаточно сильной конвекции» (численные оценки не приведены). Похожий подход изложен в работе [10], где рассмотрено вращение частицы под влиянием сдвигового потока, что приводит к уменьшению градиента примеси перед межфазной границей. По аналогии с критерием концентрационного переохлаждения это приводит к повышению устойчивости, чем объясняется «ячеистый» рост кристаллов в перемешиваемом расплаве вместо дендритного. Идея оценки устойчивости основана на том экспериментальном факте, что с увеличением скорости роста (V) при направленной

Кристаллизация и структурообразование сплавов

кристаллизации (при неизменном температурном градиенте) ростовая морфология меняется от плоского фронта к ячеистому, а затем от ячеистого к дендритному [11]. Аналогично меняется морфология при уменьшении градиента G_L при неизменной скорости роста. Очевидно, что уменьшение их отношения G_L / V , которое и является критерием устойчивости (см. уравнение (1)), тоже будет сопровождаться изменениями морфологии плоский фронт → ячеистый фронт → дендритный фронт. В этом смысле, если вместо дендритной морфологии наблюдается ячеистая, можно говорить о «повышении устойчивости» фронта, однако применение представлений направленной кристаллизации при росте кристалла в объеме переохлажденного расплава представляется не вполне обоснованным.

Более того, противоположный вывод получен в работе [12] при анализе устойчивости поверхности раздела с использованием теории граничного слоя – перемешивание дестабилизирует межфазную границу и способствует дендритному росту, то есть «понижает устойчивость». Таким образом можно заключить, что роль потока в формировании недендритной морфологии до конца не раскрыта. Исходя из сказанного выше, в настоящей работе ставилась задача исследовать некоторые аспекты этой проблемы как экспериментально, так и с помощью компьютерного моделирования.

Целью экспериментального исследования было выявление влияния движения расплава на характер формирующейся структуры для сплава алюминий-кремний.

Компьютерное моделирование проводилось с целью выявления влияния «смыывания» примеси потоком и интенсивности этого процесса на форму роста кристаллов.

Экспериментальное исследование сплава Al-Si

Эксперименты проводили на сплаве АК7ч. Температура ликвидуса исследованного сплава составляла 616 °С, температура солидуса – 577 °С.

Расплав выдерживали в графито-шамотном тигле при температуре 720-740 °С. Затвердевание расплава происходило в пробнице, выполненной из графита. Пробница представляет собой тонкостенный (толщина стенки порядка 1,5 мм) тигелек с полусферическим дном, масса заливаемого в него металла составляла в среднем 25-35 г. Высота пробницы – 55 мм, наружный диаметр – 23 мм. На высоте 35 мм от дна на боковой поверхности выполнено отверстие диаметром 10 мм, через которое пробницы заливали расплавом путем погружения под зеркало металла в плавильном тигле. Такой способ заполнения формы позволяет избежать наличия потока расплава, возникающего при традиционной заливке.

После заполнения пробницы расплавом в нее опускали термометр для контроля и записи температуры. Использовали термометр марки ХА в двухканальной соломке диаметром 3 мм. Этой же термометром осуществляли перемешивание расплава в процессе охлаждения движением по окружности тигля со скоростью 1-2 оборота в секунду, при этом запись температуры расплава продолжалась. Перемешивание производили в момент начала интенсивной кристаллизации, который определялся как момент начала рекалесценции.

Скорость охлаждения (от заполнения пробницы до достижения температуры ликвидуса) составляла на воздухе 4,1, в воде – 40,7 °С/с.

Полученные образцы разрезали по вертикальной оси, из средней части полукруга вырезали полудиск, одну из поверхностей которого полировали, травили и исследовали металлографически.

На рис. 1 приведены микроструктуры образцов, полученных без перемешивания (рис. 1, а) и с перемешиванием, которое составляло 40 с (рис. 1, б).

Как видно из рисунка, наличие потока расплава в процессе роста кристаллов приводит к тому, что вместо регулярной дендритной структуры наблюдается недендритная хаотически ветвящаяся морфология.

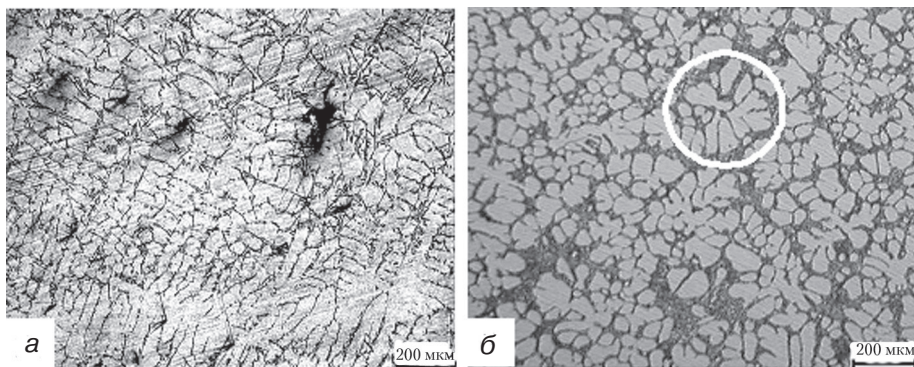


Рис. 1. Микроструктуры образцов сплава АК7ч: а – без перемешивания; б – с перемешиванием (белым кругом выделен отдельный ветвящийся кристалл)

Методика моделирования с коррекцией концентрации примеси вблизи кристалла

В настоящее время существует большое количество работ, посвященных моделированию роста дендритов в потоке расплава, как правило, постоянных заданных направления и скорости, что предполагает неподвижность кристалла относительно потока [13]. Их результаты приводят к очевидным выводам: рост дендрита ускоряется в направлениях, где поток “смывает” часть примеси, что способствует увеличению эффективного переохлаждения в данной области. И, наоборот, в области, где концентрация примеси увеличивается, рост замедляется.

В настоящее время прямое моделирование роста кристаллов при движении в расплаве, имеющем ярко выраженные, но точно неизвестные реологические свойства, связано с очень большими сложностями [3], особенно вблизи кристалла сложной формы, который растет с ярко выраженной неустойчивостью, усиливающейся перемешиванием расплава, когда сама эта форма кристалла определяется в процессе моделирования.

В данной работе предлагают другой, упрощенный подход к моделированию эффекта потока расплава на рост кристалла. Рассматривают ситуацию, когда поток непрерывно меняет направление и скорость, частично удаляя при этом примеси, которые уменьшали бы локальное переохлаждение вблизи фронта кристаллизации. Это имеет место, например, при перемешивании расплава в процессе затвердевания, особенно в случае высокой скорости перемешивания, вызывающей сильную турбулентность.

Такое изменение концентрации (“смыв” примеси) не рассчитывают ввиду вышеописанных сложностей, а предполагают заданным. Также считают, что на морфологию растущего кристалла основное влияние оказывает именно данное уменьшение концентрации примеси.

Рост моделируется с помощью метода фазового поля для бинарных сплавов. Модель основана на “размытии” фронта кристаллизации и представлении его как участка пространства, где фазовая функция ϕ меняется от -1 (жидкость) до 1 (твердое состояние).

В данной работе использована следующая система уравнений для эволюции фазового поля и концентрации [15]:

$$\left[A(\vec{n}) \right]^2 \left[\frac{1}{Le} + Mc_{inf} [1 + (1-k)U] \right] \frac{\partial \phi}{\partial t} = \phi (1 - \phi^2) - \lambda (1 - \phi^2)^2 (\theta + Mc_{inf} U) +$$

$$+\bar{\Delta} \left([A(\bar{n})]^2 \bar{\Delta} \phi \right) - \frac{\partial}{\partial x} \left[A(\bar{n}) A'(\bar{n}) \frac{\partial \phi}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[A(\bar{n}) A'(\bar{n}) \frac{\partial \phi}{\partial x} \right]; \quad (2)$$

$$\frac{1+k}{2} \frac{\partial U}{\partial t} = \bar{\nabla} \left(\tilde{D} \frac{1-\phi}{2} \bar{\nabla} U + j_{at} \right) + \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial t} \left(\phi [1+(1-k)U] \right). \quad (3)$$

Здесь уравнения записаны в безразмерных координатах $x = \tilde{x}/W_0$, $t = \tilde{t}/\tau_0$,

$$Le = \alpha/D \quad \alpha = k_T/c_p,$$

где k_T – теплопроводность вещества; c_p – объемная теплоемкость при постоянном давлении; D – коэффициент диффузии примеси в расплаве.

Параметр W_0 , описывающий ширину фронта кристаллизации, имеет вид $W = d_0 \lambda / a_1$, $a_1 = 0,8839$. Параметр $\tau_0 = \frac{W_0^2}{D} a_2 \lambda = \left(d_0^2 / D \right) a_2 \lambda^3 / a_1^2$, константа $a_2 =$

$= 0,6267$, \tilde{x} и \tilde{t} – размерные координаты. Капиллярная длина d_0 может определяться разным образом в зависимости от конкретной схемы затвердевания, но обычно для бинарных сплавов имеет порядок величины $d_0 = \frac{\Gamma}{\Delta T}$. Для случая приближенно

изотермической кристаллизации ΔT – разность между температурами ликвидуса и солидуса при данной концентрации

$$\Delta T = |m|(1-k)c_i^0,$$

где k – коэффициент равновесного распределения; m – тангенс угла наклона линии ликвидуса на диаграмме состояния в области малых концентраций примеси; Γ – коэффициент Гиббса-Томсона. Равновесная концентрация находится из уравнения

состояния $c_i^0 = \frac{T_0 - T_M}{m}$, где T_0 – равновесная температура.

Дополнительный поток j_{at} находится из

$$j_{at} = \frac{1}{2\sqrt{2}} [1+(1-k)U] \frac{\partial \phi}{\partial t} \frac{\bar{\nabla} \phi}{|\bar{\nabla} \phi|}.$$

Безразмерный коэффициент диффузии примеси равен $\tilde{D} = D\tau_0 / W_0^2$, а без-

размерная температура $\theta = \frac{T - T_M - mc_{inf}}{L/c_p}$,

где c_{inf} – начальная концентрация примеси в расплаве; L – теплота плавления на единицу объема.

Выражение для безразмерной концентрации U имеет вид

$$U = \frac{\left(\frac{2c/c_{\text{inf}}}{1+k-(1-k)\phi} \right) - 1}{1-k},$$

а безразмерный тангенс угла наклона линии ликвидуса (усредненный в некотором интервале) $M = \frac{-m(1-k)}{L/c_p}$.

К данным уравнениям при необходимости стандартным образом добавляется уравнение теплопереноса в расчетной области

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = (\text{Le}\tilde{D})\nabla^2 \theta + \frac{1}{2} \frac{\partial \phi}{\partial t}.$$

Для часто используемой модели роста кристаллов алюминия с кубической решеткой имеем

$$A(\vec{n}) = 1 + \varepsilon \cos 4\phi, \tag{4}$$

где $\phi = \arctan\left(\frac{\partial_y \phi}{\partial_x \phi}\right)$ – угол между осью x и нормалью к поверхности фронта.

Величина ε определяет степень анизотропии.

Параметр λ – коэффициент сопряжения обычно используется для верификации расчетов. Поскольку его величина пропорциональна ширине размытой области и, как правило, шагу между узлами, то расчет с уменьшенным λ должен приводить к тем же результатам.

Для моделирования смыва периодически производят корректировку значений концентрации примеси, связанную с удалением или перераспределением части примеси из зоны роста кристалла. Корректировку проводили согласно следующему алгоритму:

- Корректировке концентрации подвергали узлы, где фазовая функция ϕ имеет значение ниже определенного уровня, то есть концентрация примеси изменяется в узлах, где фазовое состояние представляет собой жидкость или «почти жидкость».

- Из этого списка узлов исключают те, в окрестности которых находится большое число узлов с твердым или «почти твердым» состоянием. Учитывая определение фазовой функции и необходимость построения эффективного по скорости алгоритма, условием исключения было превышение суммы фазовых функций в окрестности узла некоторого значения. В качестве окрестности брали круг определенного радиуса r_s . Корректный подбор предельного значения суммы и радиуса приводит к корректному исключению узлов, находящихся в канавках между ветвями или просто во впадинах. Никаких дополнительных условий при этом не требуется. Таким образом, корректировка разрешалась для узла (i, j) только при условии

$$S = \sum_{i,j,r < r_s} \phi_{i,j} / N_{r < r_s} < S_0, \tag{5}$$

где $N_{r < r_s}$ – число точек в окрестности.

Различные значения параметра S_0 тогда отвечают за разный уровень смыва.

В разрешенных для изменений узлах производят корректировку значения концентрации примеси, после чего продолжают счет численной модели.

Корректировку проводили двумя различными способами:

– Концентрация в разрешенных узлах сбрасывалась в исходное значение до начала кристаллизации. Эта модель физически близка к движению малого числа зародышей кристаллов в начальном расплаве.

– Концентрация во всех разрешенных узлах расчетной области усреднялась. Излишки примеси, диффундирующий в расплав при росте первичной фазы, уже не удаляются из расчетной области, как в первом случае, но перемешиваются в ней.

Такая ситуация соответствует активному перемешиванию расплава, содержащего большее количество кристаллов, чем в первом случае.

Такой алгоритм изменения концентрации примеси не нарушает симметрию роста кристалла при повороте на 90° . Поэтому расчетная область была ограничена одной координатной четвертью при начале координат в центре малого круглого зародыша. На границах расчетной области использовали стандартные нулевые граничные условия для производных от фазовой функции и концентрации примеси по координатам. Это соответствует либо условию симметрии на границе, либо отсутствию потока примеси из расчетной зоны. Однако симметрия при повороте в результате наличия шума становится неполной. Поэтому для ряда расчетов использовали две координатные четверти. Сравнение обоих результатов дает представление об уровне шума и его влиянии на расчет.

Ввиду того, что применение метода фазового поля к периодической коррекции распределения концентрации использовано впервые, а коррекция может вносить в расчет дополнительные искажения, использовали условия, которые позволяют в данном случае избежать таких искажений.

1. В приведенных в работе расчетах корректировке подвергали только узлы с чисто жидким фазовым состоянием, переходную зону размытого интерфейса не затрагивали. Это сделано с целью избежания возможной дополнительной погрешности расчета, связанной с искажением аппроксимаций фазовой переменной и концентрации в переходном слое, используемых в методе фазового поля.

2. Значительные искажения поля концентрации при использовании данного алгоритма смыва могут влиять на работу численной схемы, особенно вблизи зон со скачкообразным изменением концентрации. Поэтому на простейших модельных задачах сравнили работы используемой численной схемы с вышеописанным алгоритмом коррекции и с алгоритмом, предусматривающим дополнительное пространственное сглаживание распределения концентрации. Существенных отличий в решении обоих случаев не зафиксировали.

3. После введения коррекции рост таких кристаллов становится значительно более чувствительным к шуму (флуктуациям фазового поля, температурного и концентрационного полей), чем рост обычного дендрита. Сильный шум может увеличивать количество и скорость роста дополнительных ветвей по сравнению с дендритом, что может вносить дополнительную погрешность. Поэтому в данной работе для демонстрации принципиальной возможности получения недендритной морфологии используется только малый тепловой шум, необходимый для инициации разветвления либо роста вторичных ветвей дендрита (подробнее см. раздел «результаты расчетов»). Введение более сильного шума будет только увеличивать отход от дендритной морфологии. Все это позволяет предполагать, что погрешность моделирования в данном случае определяется в основном погрешностью созданной модели самого смыва.

Результаты моделирования

В данном случае недендритная морфология связана с появлением и развитием на ранних стадиях новых ветвей, которые отличаются от главных ветвей дендрита. Их появление при моделировании может быть связано с двумя различными явлениями:

– дополнительные локальные максимумы функции анизотропии поверхностного натяжения (γ) малой величины по сравнению с главными;

– осцилляции при росте кристалла в зоне между главными ветвями. Облако примеси, разорванное турбулентным потоком, может создавать сильные пространственные флуктуации концентрации, если они достаточно медленно изменяются со временем, то способны приводить к росту дополнительных ветвей в области «бреши» в барьере повышенной концентрации примеси даже на столь ранних стадиях.

В обычных условиях без корректировки концентрации рост данных ветвей за счет этих причин подавляется при быстром росте главных ветвей и соответствующей диффузии выделяющейся примеси (кремния) в расплав в пространство между главными ветвями, то есть перед дополнительными.

В работе не исследуются данные причины появления ветвей и оценка их вклада. Однако наличие случайных ветвей, вызванных флуктуациями, приводит к большим трудностям в интерпретации морфологии, оценке влияния на нее смыва и т. д. даже при одной и той же реализации шума. В данной работе использована только первая причина появления ветвей, позволяющая контролировать морфологию и оценивать влияние смыва на нее. Итак, при расчетах использовали функцию анизотропии

$$A(\vec{n}) = 1 + \varepsilon_1 \cos 4\phi + \varepsilon_2 \cos 8\phi, \quad (6)$$

что позволяет иметь контролируемые дополнительные ветви под углом 45° к главным. При этом $\varepsilon_1 = 0,03$, $\varepsilon_2 = 0,003$. Учитывая дополнительную неустойчивость, вносимую смывом, проверяли, чтобы при отсутствии анизотропии и шума, но наличии смыва, решение при данном наборе пространственно-временных шагов представляло бы собой круг, то есть чисто вычислительная анизотропия и шум были в этих условиях достаточно малы, чтобы не исказить дополнительно решение.

Такой характер первых дополнительных ветвей, какими бы причинами это не было вызвано, часто встречается как для силуминов, так и многих других веществ при затвердевании со смывом.

В расчетах использовали малый тепловой шум, ответственный за инициацию вторичных ветвей дендрита или разветвление ветвей, утолщающихся при росте [15].

Данное моделирование посвящено анализу развития ветвей кристаллов с дендритной морфологией. Были проведены расчеты для эволюции кристалла с параметрами, характерными для роста первичного алюминия из расплава силумина [16] с концентрацией кремния порядка 7-9 %. Начальное переохлаждение составляет 30°C . Для расчета роста со смывом можно взять и гораздо меньшее переохлаждение, но тогда возникают трудности при расчете сравнительного случая без смыва (дендрита).

Дополнительная трудность вычислительной задачи такого рода – значительно более сильная неустойчивость задачи со смывом по сравнению с обычным ростом дендрита. Даже очень малые флуктуации, вносимые в решение, могут значительно изменить морфологию растущего кристалла. Причем, новая морфология совершенно неизвестна. Это заставляет сохранять малый шаг на всех участках растущего кристалла и в течение всего времени расчета. Как результат, только этап первичного развития зародыша с началом процесса образования ветвей может быть оценен в данной численной схеме.

На рис. 2 представлен результат роста кристаллов с различной степенью смыва. Наблюдается немонотонное влияние степени смыва на ветвление. Точнее говоря, смыв всегда значительно ускоряет рост, иногда более чем на порядок по сравнению с отсутствием смыва. Однако влияние смыва на скорость роста ветвей немонотонно.

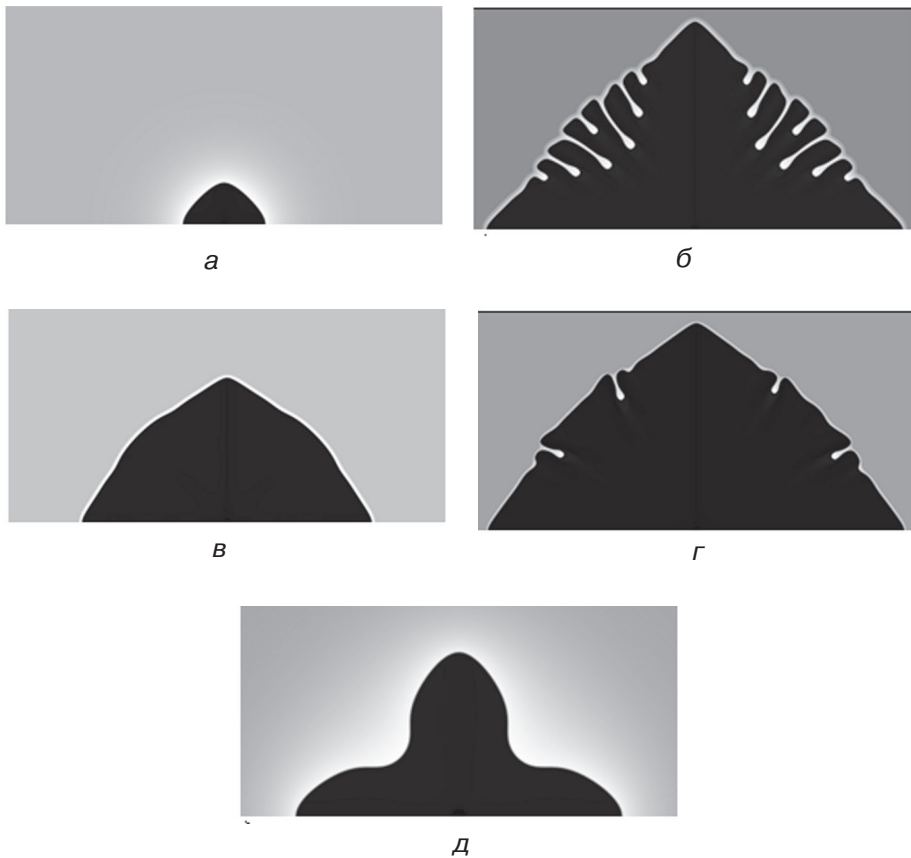


Рис. 2. Морфология кристаллов алюминия при коррекции концентрации примеси к начальной (полный смыв): черным изображен затвердевший кристалл, белым – узлы в расплаве, запрещенные для смыва, согласно (5), серым – узлы с коррекцией концентрации примеси до начальной; данные размещены по степени увеличения смыва: а – $S = -1$ (нет разрешенных узлов); б – $S = -0,9$ (наименьшая зона смыва); в – $S = -0,7$ (промежуточная зона смыва); г – $S = -0,5$ (наибольшая зона смыва); данные для одинакового времени роста; тот же дендрит: а – но для времени роста в 10 раз больше показан на рисунке; д – (масштаб изменен)

В некоторой области имеется зона, где коррекция примеси подавляет необходимые для роста ветвей достаточно высокие пространственные частоты (или в большей степени усиливает рост низких). В определенной степени это перекликается с работами, описанными во введении, где изменение концентрации примеси вблизи плоского фронта за счет движения тоже приводит к противоположным результатам.

Вначале с ростом степени полного смыва наблюдается быстрый рост числа ветвей и их развитие. Однако затем форма, наоборот, приближается к глобулярной. При этом последняя тенденция немонотонная, то есть существуют локальные всплески роста ветвей. Данное поведение в ряде случаев может существенно затруднить предсказания получаемой морфологии при смыве.

Способность смыва как подавлять, так и резко усиливать осцилляции нужного размера на периметре кристалла, из которых могут быстро развиваться новые ветви, требует более подробного изучения с учетом влияния основных факторов: степени смыва, степени развития главных ветвей (текущая морфология) и низкочастотных флуктуаций. Учитывая данную зависимость, а также возможную причину появления дополнительных ветвей из-за флуктуаций концентрации, можно предположить, что на практике количество и форма ветвей весьма вариабельны на самом начальном

этапе появления розетки. И причины этого не связаны с наличием высокой плотности зародышей в расплаве.

Также были проведены расчеты для второго алгоритма коррекции, когда концентрация примеси во всех разрешенных узлах сетки усредняется. Ясно, что для малой вычислительной области при данной процедуре концентрация примеси в расплаве быстро растет, при данном переохлаждении рост прекращается. И, наоборот, для очень большой области на первых стадиях роста наблюдается случай, аналогичный удалению примеси.

Интерес представляет промежуточный случай, рис. 3. При этом первые боковые ветви у кристалла образуются наподобие предыдущего случая со смывом, но их дальнейший рост и ветвление уже невозможны при данном переохлаждении.

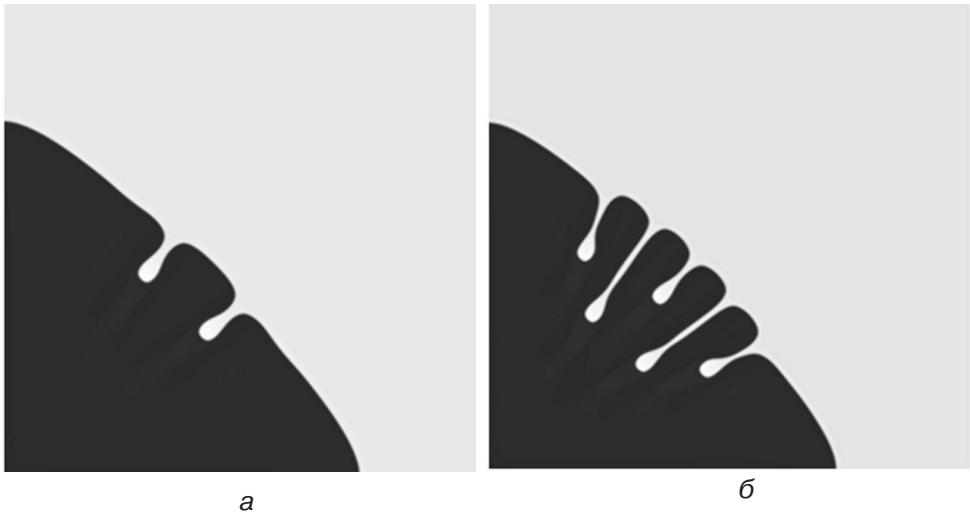


Рис. 3. Морфология с усреднением концентрации примеси по разрешенным узлам: черным цветом изображен затвердевший кристалл; белым – запрещенные для усреднения узлы: а – $S = -0,9$; б – $S = -0,7$; на показанном этапе развития изотермический рост кристаллов практически окончен; если в дальнейшем переохлаждение будет расти, рост продолжится, но при достаточно медленном увеличении переохлаждения нового ветвления уже не будет, будут расти только существующие ветви

Выводы

- Основной причиной формирования ветвящейся морфологии при росте кристаллов является наличие потока расплава.
- На основе метода фазового поля разработана компьютерная модель для приближенного учета влияния потока расплава на рост кристалла для бинарных сплавов.
- Наибольшее сходство результатов моделирования с экспериментальными данными происходит при корректировке концентрации путем усреднения.
- Установлен немонотонный характер зависимости образования дополнительных ветвей от степени смыва.

Публикация подготовлена при финансовой поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (проект Ф54/145-1) и Фонда фундаментальных исследований Беларуси (проект Т13К-017).



Список литературы

1. Олейник Л. В. Обзор методов производства тиксотропных материалов // Технология легких сплавов. – 2001. – № 3. – С. 22-29.
2. Flemings M. C. Semi-solid Forming – the Process and the Pass Forward // Metallurgical Science and Technology. – 2000. – Vol. 18, № 2. – P. 3-7.
3. Fan Z. Semisolid Metal Processing // International Materials Reviews. – 2002. – Vol. 47, № 2. – P. 49-85.
4. Cheng J. J., Apelian D., Doherty R. D. Processing-structure Characterization of Rheocast IN-100 Superalloy // Metallurgical Transactions A. – 1986. – Vol.1. – P. 204-206.
5. Wannasin J., Thanabumrungskul S. Development of a Semi-solid Processing Technique for Aluminium Casting Application // Songklana Journal of Science and Technology. – 2008. – Vol. 30, № 2. – P. 215-220.
6. Evolution of Microstructure in Semi-solid Slurries of Rheocast Aluminum alloy / R. Canyook., S. Petsut, S. Wisutmethangoon, M. C. Flemings // Wannasin Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2010. – Vol. 20. – P. 1649-1655.
7. Рост кристаллов первичного алюминия с розеточной морфологией при литье силуминов / Е. И. Марукович, А. Г. Борисов, Ю. А. Лебединский, А. М. Брановицкий // Литье и металлургия. – 2011. – № 4. – С. 40–44.
8. Prasad P. R., Shricastava U. S. On the Stability of the Solid-liquid Interface during Solidification under Convection // Materials Letters. – 1985. – Vol. 4, № 1. – P. 19-20.
9. Chalmers B. Principles of Solidification. – New York; London; Sidney: John Wiley & Sons, 1964. – 287 p.
10. Molenaar J. M. M., Katgerman L, Cool W. H. On the Formation of Stircast Structure // Journal of Material Science. – 1986. – Vol. 21. – P. 389-394.
11. Trivedi R., Somboonsuk K. Pattern Formation During Directional Solidification of Binary Systems // Acta Metallurgica. – 1985. – Vol. 33. – P. 1061-1068.
12. Vogel. A., Cantor B. Role of the Flow // Journal Crystal Growth. – 1977. – Vol. 37. – P. 309.
13. Sun D., Zhu M., Pan S., Raabe D. Numerical Modeling of Dendritic Growth in Alloy Solidification with Forced Convection // International Journal of Modern Physics. – 2007. – B 23. – P. 1609-1614.
14. Ramirez J. C., Beckermann C., Karma A., Diepers H.-J. Phase-field Modeling of Binary Alloy Solidification with Coupled Heat and Solute Diffusion // Physical Review E. – 2004. – Vol. 69. – 16 p.
15. Karma A., Rappel W. Phase-field Model of Dendritic Sidebranching with Thermal Noise // Phys. Rev. – 1999. – Vol. 60, № 4. – P. 3614-3625.
16. Марукович Е. И., Брановицкий А. М., Лебединский Ю. А. Моделирование роста дендритов при кристаллизации с малым переохлаждением силуминовых сплавов на основе метода фазового поля // Изв. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2009. – №1. – С. 4-13.

Поступила 21.10.2013