

А. Г. Борисов

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

О МЕХАНИЗМЕ ФОРМИРОВАНИЯ НЕДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ

Проведен обзор современного состояния проблемы формирования недендритной структуры. Рассмотрены альтернативные механизмы, приводящие к ветвлению ростовых структур.

Ключевые слова: дендрит, розетка, глобуль, поток, потеря устойчивости, морфология.

Проведено огляд сучасного стану проблеми формування недендритної структури. Розглянуто альтернативні механізми, що призводять до розгалуження ростових структур.

Ключові слова: дендрит, розетка, глобуль, потік, втрата стійкості, морфологія.

Review of modern state of the problem of non dendritic structure formation is performed. Alternative mechanisms leading to splitting of the growth pattern are considered.

Keywords: dendrite, rosette, globula, flow, loss of stability, morphology.

Введение

Литье из жидкотвердого состояния, где твердая фаза имеет недендритную розеточную или глобулярную морфологию, необходимую для обеспечения достаточной жидкотекучести расплава, в последнее время вызывает повышенный интерес среди производителей отливок. Сопоставление традиционных способов литья и использование 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. Флеминг с соавторами [6] отмечают, что до сих пор отсутствует согласие между исследователями относительно этого механизма. Существуют две точки зрения – первая заключается в том, что сначала 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. Здесь следует отметить, что и экспериментальные данные, принадлежащие представителям различных направлений, носят противоречивый характер. Так, например, в работе [7] приводятся сведения о формировании дендритов на самой начальной стадии кристаллизации, в то время как в работе [8], выполненной на аналогичной экспериментальной установке, имеются данные об отсутствии на начальной стадии дендритов или их фрагментов.

Фрагментирование дендритов

Как уже отмечалось выше, одним из возможных механизмов формирования недендритной структуры является диспергирование ранее образовавшихся в расплаве дендритов [9], рис. 1, а. Относительно причин отделения дендритных ветвей имеется несколько версий. Так, в работе [10] предполагается, что под влиянием

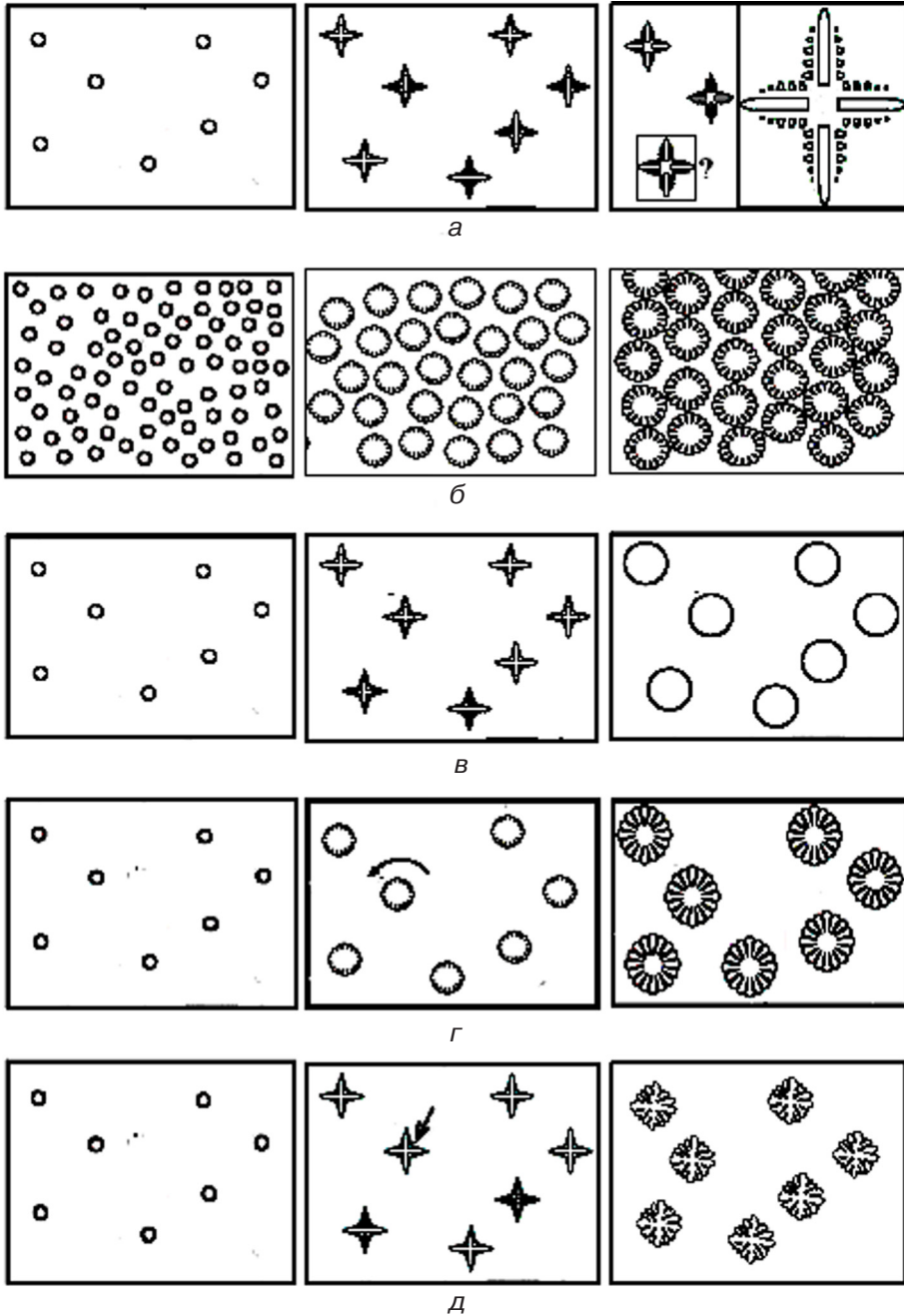


Рис. 1. Схематическое представление последовательных стадий формирования недендритной структуры: а – при потере устойчивости формируются дендриты, которые затем распадаются на фрагменты; б – множественное зарождение, перекрытие тепловых и концентрационных полей соседних кристаллов не дает возможности развиваться дендритам; в – при потере устойчивости формируются дендриты, которые затем сфероидизируются вследствие процессов огрубления; г – сдвиговые потоки в расплаве приводят к вращению кристалла, вследствие чего с поверхности раздела смывается диффузионный слой, что приводит к повышению устойчивости; д – поток расплава проникает в промежутки между ветвями дендрита, что приводит к хаотическому ветвлению ветвей

сдвигового потока происходит пластическая деформация дендритной ветви (поток ее «нагибает»). Поскольку исходный дендрит является монокристаллом, то изгиб ветви приводит к большому рассогласованию кристаллических решеток ствола и ветви, которое компенсируется возникновением «геометрически необходимых» дислокаций. Такие дислокации, если они распределены равномерно, будут в сумме обладать большой избыточной энергией, которая может быть понижена за счет их миграции с образованием межзеренной границы. Таким образом исходный монокристалл «дендрит – боковая ветвь» превратится в поликристалл «дендрит» – «боковая ветвь». Поскольку межзеренная граница с разориентацией зерен более 20° имеет энергию, которая существенно превышает удвоенную межфазную энергию кристалл–расплав, из этого вытекает, что такая граница с необходимостью будет заменена тонкой прослойкой расплава и таким образом наклоненная потоком дендритная ветвь отделится от ствола. Такая модель использована в [7] для пояснения результатов «фрагментации» дендритов в сплаве Sn-15 wt. % Pb.

Однако, несмотря на изящность предлагаемой схемы, ее реалистичность вызывает большие сомнения. Во-первых, достаточно широко известен факт, что наличие сдвигового потока расплава не только не нагибает дендриты по направлению движения потока, а напротив, они растут навстречу потоку [11]. Во вторых, в [12] проведены расчеты напряжения для вторичной дендритной ветви алюминия, омываемой перпендикулярным ей потоком, и показано, что для скоростей потока в междендритном пространстве порядка 1 см/с и при радиусе основания дендритной ветви от 5 до 200 мкм возникающего напряжения недостаточно для заметного наклонения ветви. Из этого следует, что тем более не может идти речь о механическом обламывании боковых ветвей потоком. Что же касается экспериментальной работы [7], то здесь следует отметить, что к трактовке наблюдаемой на шлифе картины следует подходить с осторожностью. Так, например, в [13] была проведена трехмерная реконструкция объемной микроструктуры «перемешанных» слитков путем последовательных сечений. Полученные результаты позволили авторам заключить, что механизм фрагментации дендритов не так однозначен как считалось, поскольку видимые на сечениях «отдельные» частицы на самом деле являются частью более сложной трехмерной структуры.

Наиболее обоснованной причиной для возможного отделения боковых ветвей дендрита следует считать переплавление оснований дендритных ветвей при локальном возрастании температуры или концентрации примеси, понижающей температуру ликвидуса [14, 15]. Так, в [14] описан эксперимент по введению в сплав Al-Si в процессе кристаллизации капель, обогащенных медью. При этом вблизи таких искусственных неоднородностей наблюдалось диспергирование структуры. Следует, однако, отметить, что такие условия достаточно далеки от реального процесса кристаллизации. Более «естественная» ситуация рассмотрена в работе [16], где с помощью синхротронной рентгеновской микроскопии было проведено прямое наблюдение за направленной кристаллизацией сплава Al-20 wt. % Cu в плоском препарате 1,5x3,0 см толщиной 200 мкм при вертикальном выращивании. Отделение боковых ветвей наблюдалось в области межзеренной границы (здесь интересно отметить, что отделения практически не наблюдалось в аналогичных экспериментальных условиях на модельном веществе, но при горизонтальном выращивании [17]). Авторы связывают отделение с тем, что оттесняемая более тяжелая примесь (медь) опускалась к основанию дендритной ветви, а соответствующее изменение концентрации понижало температуру плавления и вызывало отплавление ветви. Однако в работе [18], где исследовалась вертикальная направленная кристаллизация сплава на основе олова с добавкой свинца, при выращивании «снизу-вверх» аналогично [16] отмечалось опускание более тяжелой примеси, но при этом отделения ветвей не наблюдалось.

Одним из вариантов механизма отделения ветвей является модель огрубления дендритной структуры при изотермической выдержке (без потока) [19], которая

предусматривает отделение и глобуляризацию обломков, однако эта модель противоречит данным фундаментальной экспериментальной работы [20], в которой проведены прецизионные эксперименты по прямому наблюдению за огрублением дендрита. Установлено, что огрубление не приводит к отделению боковых ветвей, вместо этого происходит их взаимное слияние.

Множественное зарождение

Другая возможная причина формирования недендритной структуры – высокая интенсивность зародышеобразования. Так, в работе [10] предполагается, что ключевой является стадия зарождения – если она носит множественный характер, то это приводит к массовой кристаллизации, при которой кристаллы уже на самой ранней стадии роста «мешают» друг другу, рис. 1, б. При этом температурные и концентрационные поля соседних кристаллов перекрываются, соответствующие градиенты у поверхности растущих кристаллов уменьшаются, что приводит к повышению устойчивости межфазных границ. Следует, однако, отметить, что целенаправленной экспериментальной проверки такой модели не проводили (например, с использованием для одного сплава нескольких модификаторов с различной эффективностью).

Следует также обратить внимание на тот факт, что если в одних работах множественное зарождение связывается с воздействием на расплав в процессе кристаллизации, то в других аналогичные результаты были получены исключительно путем модифицирования. Так, в [21] предполагается активация неметаллических включений, являющихся подложками для гетерогенного зарождения, за счет ультразвуковой обработки расплава. Идея заключается в том, что основная доля неметаллических включений не смачивается расплавом, поскольку микротрещины таких частиц заполнены газовой фазой, а при интенсивном ультразвуковом воздействии на поверхности таких щелей зарождается кавитационный пузырек, схлопывание которого приводит к смачиванию. В [22] предполагается как механическое измельчение (и соответственно увеличение количества) подложек для зарождения под воздействием интенсивного перемешивания, так и увеличение выживаемости зародившихся кристаллов. Речь здесь идет о том, что при традиционном литье зародившиеся у стенок формы кристаллы выносятся в зону более горячего расплава и плавятся, в то время как при интенсивном перемешивании достигается температурная однородность по всему объему расплава, и за счет этого все зародившиеся кристаллы выживают. В то же время в работах [19, 23] приводятся данные о том, что мелкая глобулярная структура была получена для сплава **Mg-Zn за счет использования модификаторов без перемешивания и (или) ультразвукового воздействия.**

С принципиальной точки зрения не важно, за счет чего происходит множественное зарождение – за счет модифицирования или особенностей перемешивания, важно другое – является ли порожденное массовой кристаллизацией перекрытие температурных и концентрационных полей соседних кристаллов не только достаточным условием, но и необходимым или же недендритная структура может формироваться и при его отсутствии. Следует отметить, что на настоящий момент однозначный ответ на этот вопрос отсутствует.

Поток и устойчивость фронта

Помимо фрагментации дендритов и множественного зарождения изменение устойчивости межфазной границы под влиянием потока также рассматривается как причина формирования недендритной структуры. В работе [24] этот вопрос анализируется в терминах устойчивости плоского фронта кристаллизации при наличии концентрационного переохлаждения в присутствии потока расплава. Классический критерий [25] устойчивости границы раздела (отсутствие концентрационного переохлаждения) авторы дополняют множителем $(3/2)k'$, где k' – эффективный коэффициент распределения, учитывающий влияние потока

$$\frac{G_L}{V} \geq \frac{mC_0(1-k)}{kD_L} \frac{3}{2} k', \quad (1)$$

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

Как видно из выражения (1), 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 [26], где рассмотрено вращение частицы под влиянием сдвигового потока, что приводит к уменьшению градиента примеси перед межфазной границей, рис. 1, г. 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 при увеличении скорости роста V в результате направленной кристаллизации (при неизменном температурном градиенте) ростовая морфология меняется от плоского фронта к ячеистому, а затем от ячеистого к дендритному [27]. 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, то можно говорить о «повышении устойчивости» фронта. Противоположный вывод получен в [28] при анализе устойчивости поверхности раздела с использованием теории граничного слоя – перемешивание дестабилизирует межфазную границу и способствует дендритному росту. Более того, в некоторых работах развиваются представления о том, что поток, проникая между боковыми ветвями дендрита, вызывает его неустойчивость и хаотическое ветвление, рис. 1, д.

Исследование роли потока получило дальнейшее развитие в работе [22], где рассматривались как ламинарный, так и турбулентный потоки. Исследовался модельный сплав олово-свинец, который охлаждался со скоростью 0,5 °С/мин до желаемой температуры с перемешиванием в процессе охлаждения, затем образец либо закалялся, либо осуществлялось изотермическое перемешивание в течение различного времени. Скорость перемешивания также варьировалась. В результате анализа полученных данных авторы пришли к выводу, что поток стабилизирует поверхность раздела, при этом ламинарный поток оказывает меньшее стабилизирующее влияние на межфазную границу, чем турбулентный. В данной работе предложена схема влияния потока на морфологию, в соответствии с которой при отсутствии потока развиваются дендриты, при ламинарном потоке – розетки, а при турбулентном – глобули.

Формирование недендритной структуры без перемешивания

За исключением нескольких работ, связанных с множественным зарождением при модифицировании, все остальные упомянутые выше работы посвящены изучению формирования недендритной структуры в присутствии специально организованного потока. В то же время не так давно появились работы, в которых такие структуры были получены без принудительного перемешивания, путем заливки расплава с определенной температурой в форму (с определенными геометрическими и теплофизическими параметрами), нагретую до заданной температуры. Этим вопросом занимались две группы исследователей, вследствие чего практически одному и тому же процессу были даны разные названия – «реолитье с прямым термическим контролем в ковше» (ПТК) [29] и «прямой термический метод реолитья» (ПТМ) [30].

Сущность метода ПТМ заключается в установлении равновесия температур сплава и формы при некоторой температуре T^* ниже ликвидуса, которой соответ-

ствуется желаемая доля твердой фазы [31]. Чтобы сплав принял эту температуру, от него нужно отвести некоторое количество теплоты, которое состоит из «термической» части Q_p и скрытой теплоты Q_c , соответствующей количеству выделившейся твердой фазы. Вся эта теплота должна быть поглощена формой, которая за счет этой теплоты должна нагреться от исходной температуры до T^* . Если количество теплоты, поглощенное формой, обозначить как Q_Φ , тогда условие равновесия примет вид $Q_c + Q_p = -Q_\Phi$, то есть расплав с определенной долей твердой фазы имеет такую же температуру, как форма, а именно T^* . Предполагается, что процесс выравнивая температур происходит очень быстро, а затем из-за того, что естественный теплоотвод от формы в атмосферу незначительный, устанавливается псевдоизотермический режим, в течение которого общая температура понижается медленно.

Формирование недендритной структуры в рамках такой схемы поясняется следующим образом: быстрое охлаждение расплава за счет поглощения теплоты формой приводит к множественному зарождению, а на псевдоизотермическом этапе происходят медленный рост и глобуляризация ростовой структуры. Последовательность стадий развития морфологии растущих кристаллов от зарождения до закалки образца детально авторы не рассматривают. Таким образом, предлагаемая схема, с одной стороны, предполагает наличие множественного зарождения (аналогично моделям, рассмотренным ранее в соответствующем разделе), однако упор при этом делается не на перекрытие тепловых и концентрационных полей соседствующих кристаллов, а на медленный рост и огрубление структуры в процессе псевдоизотермической выдержки, рис. 1, в. Что касается работ, посвященных ПТК методу, то в них основное внимание уделено расчету параметров процесса. Единственное, что сказано относительно механизма формообразования, – это то, что «повышение доли твердой фазы при охлаждении достигается за счет огрубления и сфероидизации первичных дендритных ветвей».

Необходимо отметить, что среди работ, рассматривающих формирование недендритной структуры без перемешивания, имеются такие, в которых тем не менее учитывается наличие «естественного» потока расплава, возникающего в процессе заливки расплава в форму. Так, в работе [32] на примере сплава **Al-7%мас. Si** показано, что с увеличением температуры заливки от 620 до 660 °С получаемая морфология менялась в следующей последовательности: глобули – розетки – дендриты. Такое поведение объяснялось изменением условий для зарождения при разных температурах заливки. Так, при низкой температуре заливки (близкой к ликвидусу) зарождение происходит быстро, пока расплав еще продолжает движение, порожденное заливкой. Таким образом, отплавление шеек ветвей и фрагментирование кристаллов может вносить большой вклад в формирование «зародышевых кристаллов» в расплаве. В такой ситуации кристаллы могут расти одновременно по всему объему расплава, так как он однородно переохлажден, а расстояния между ними должны быть маленькими из-за большого количества «зародышей», что должно приводить к подавлению дендритного роста. Таким образом, в этой модели можно увидеть сочетание фрагментации с множественным «зарождением», однако тут же говорится о том, что огрубление дендритных ветвей достигается медленным и однородным охлаждением, из-за чего первичные дендриты принимают сферическую форму. Не совсем понятно, как сфероидизация первичных дендритов сочетается с их диспергированием. Возможно, авторы имели в виду сфероидизацию вторичных дендритов, формирующихся из фрагментов первичных.

Другие причины формирования ветвящихся структур

С точки зрения физики кристаллизации возможные причины формирования недендритной, нерегулярно ветвящейся морфологии, не исчерпываются описанными в литературе. Так, например, по нашему мнению, к развитию таких структур может приводить отсутствие (снижение) анизотропии поверхностной энергии и (или) кинетического коэффициента. Такой эффект отмечается в значительном количестве

Получение и обработка расплавов

работ [33-35] по численному моделированию роста кристаллов (в компьютерных моделях анизотропия присутствует как параметр, поэтому ее величину можно менять по собственному усмотрению). Пример результатов моделирования для нулевой анизотропии [36] приведен на рис. 2, а. Выполненные в ФТИМС НАН Украины исследования на модельных металлоподобных системах экспериментально подтвердили результаты упомянутого выше моделирования. Так, на рис. 2, б показан хаотически ветвящийся рост кристалла сукцинонитрила в тонком (20 мкм) препарате в условиях практического отсутствия анизотропии (в результате того, что с плоскостью препарата совпадает высокоиндексная плоскость).

Помимо снижения анизотропии как таковой, причиной ветвления дендрита может

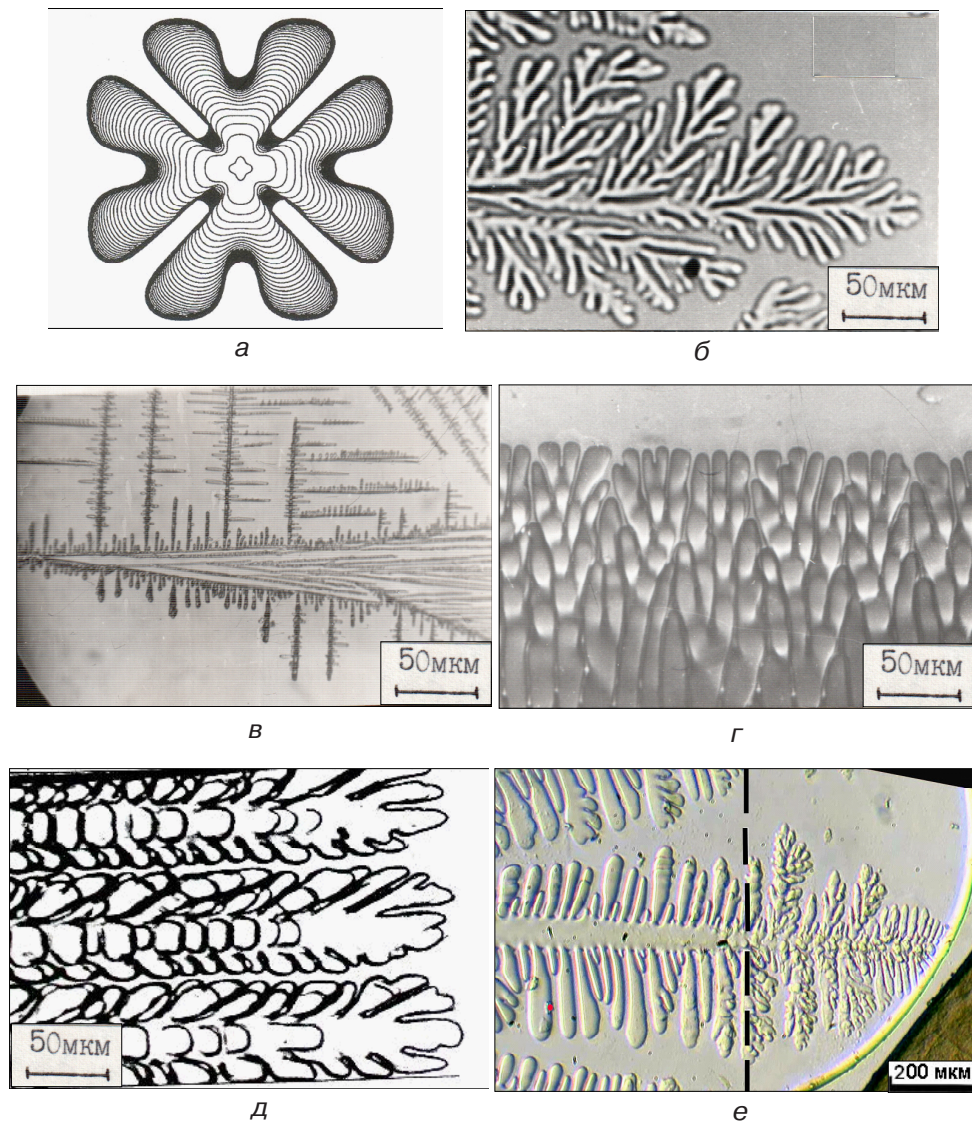


Рис. 2. Иллюстрация возможных причин формирования ветвящихся структур: а – моделирование роста кристалла, выполненное для нулевой анизотропии; б – рост неправильно ориентированного кристалла сукцинонитрила в тонком препарате; в – расщепление дендрита хлористого аммония при смене преимущественного направления роста с $\langle 100 \rangle$ на $\langle 110 \rangle$; г – направленная кристаллизация кристалла сукцинонитрила в направлении, отличном от преимущественного; д – переходный процесс при скачкообразном уменьшении скорости выращивания; е – «кустоподобное» ветвление боковых ветвей при вращении дендрита в область, обогащенную вторым компонентом (граница области отмечена пунктиром)

быть смена преимущественного направления роста, поскольку в процессе изменения анизотропия проходит через ноль. Подтверждением этого может служить расщепление дендрита хлористого аммония при смене преимущественного направления (при увеличении пересыщения) с $\langle 100 \rangle$ на $\langle 110 \rangle$, рис. 2, в (неопубликованные данные автора). Следует подчеркнуть, что смена преимущественного направления роста наблюдается не только для модельных систем, но и металлических сплавов. Так, в [37] приводятся данные о смене преимущественного направления роста дендритов алюминия с $\langle 100 \rangle$ на $\langle 110 \rangle$ для сплава алюминий-цинк при увеличении содержания цинка до 55 %мас.

Отметим также некоторые эффекты, имеющие место при направленной кристаллизации, которые, на наш взгляд, могут иметь отношение к проблеме недендритного роста, например, смене регулярной структуры межфазной границы хаотически ветвящейся при несовпадении направления преимущественного роста с направлением температурного градиента [38], рис. 2, г. Таким образом, при условии существования вокруг растущего кристалла радиального температурного градиента также можно ожидать появления недендритной структуры.

Существенные морфологические изменения происходят при изменении скорости направленного выращивания дендритного кристалла [39]. В данном случае речь идет о скачкообразном уменьшении скорости роста. При этом в принципе каждой из скоростей соответствует стационарная дендритная структура (более «тонкая» при высокой скорости и более «толстая» – при низкой), однако при изменении скорости имеет место переходный процесс, при котором наблюдается ветвление дендритов, рис. 2, д. Исходя из этого, можно предположить, что разветвленная структура розеток в принципе может являться следствием некоторого переходного процесса, который не успел завершиться.

Относительно того, какое отношение эти эффекты имеют к формированию недендритных структур при объемном росте кристаллов, можно отметить следующее – в процессе кристаллизации металла отливки всегда присутствуют некоторые температурные градиенты, а также потоки, которые могут переносить растущий кристалл из области с одной температурой в область с другой. Таким образом, в принципе может возникнуть ситуация, когда «горячий» кристалл попадет в «холодный» расплав, вследствие чего возникнет радиальный градиент. Аналогично существует вероятность того, что «холодный» кристалл попадет в «горячий» расплав, вследствие чего скорость его роста замедлится.

Представляет интерес еще один достаточно «экзотический» эффект ветвления дендрита, который заключается в том, что при сохранении общей дендритоподобной формы происходит измельчение и «кустоподобное» ветвление боковых ветвей, рис. 2, е. Такая картина наблюдается в некоторых двухкомпонентных модельных системах при наличии большого концентрационного градиента (от одного чистого вещества до другого чистого вещества). При полном расплавлении такого препарата и последующем охлаждении происходит зарождение кристаллов в области более тугоплавкого компонента, затем эти дендриты вырастают в область второго компонента. Следует отметить, что эти данные носят предварительный характер и причины такого поведения растущего кристалла требуют дальнейшего изучения. Тем не менее можно предположить, что и для металлических систем большие концентрационные градиенты могут приводить к аналогичному хаотическому ветвлению ростовых структур.

Выводы

На основании проведенного анализа представляется возможным сделать вывод, что системное понимание механизмов формирования недендритной структуры в настоящее время отсутствует. Имеется большое количество гипотез, которые носят не только противоречивый, но часто и взаимоисключающий характер. Кроме

того, существуют возможные причины формирования ветвящихся структур, которые в литературе вообще не были рассмотрены. Между тем феноменологический подход в развитии технологий литья частично закристаллизованных сплавов в значительной мере исчерпал свои возможности, и дальнейшее совершенствование промышленного применения таких технологий требует качественного скачка в понимании физической природы сложных и комплексных процессов недендритного роста кристаллов, а также выявления роли не только каждого из всех возможных факторов, но и их возможного сочетания.



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. *Ji S. The Fragmentation of Primary Dendrites During Shearing in Semisolid Processing // Journal of Material Science. – 2003. – Vol. 38. – P. 1559-1564.*
8. *Fan Z., Lui G., Hitchcock M. Solidification Behaviour Under Intensive Forced Convection // Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. A 413-414. – P. 229-235.*
9. *Flemings M. C., Yurko J. A., Martines R. A. Semi-solid Forming – our Understanding Today and its Implications for Improved Processes // Symposium in Honor of Wilfred Kurz, Charlotte, NC. – USA, 2004, March 14-18. – P. 3-14.*
10. *Doherty R. D., Ho-In Lee, Feest E. A. Microstructure of Stir-cast Metals // Material Science and Engineering. – 1984. – Vol. 65. – P. 181-189.*
11. *Guo D., Yang Y., Tong W. Numerical Simulation of Morphology and Microsegregation Evolution During Solidification of Al-Si Alloy // Journal of Material Science and Technology. – 2004. – Vol. 20, № 1. – P. 19-24.*
12. *Pilling J., Hellawell A. Mechanical Deformation of Dendrites by Fluid Flow // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1996. – Vol. 27A. – P. 229-232.*
13. *Niroumand B., Xia K. 3D Study of Primary Crystals in Rheo-cast Al-Cu Alloy // Material Science and Engineering. – 2000. – Vol. 83. – P. 70-75.*
14. Влияние концентрационных и температурных неоднородностей в расплаве на изменение литой структуры / Б. А. Кириевский, Г. Н. Герштейн, О. П. Федоров, В. К. Носенко // *Литейн. про-во. – 1989. – № 3. – С. 3-4.*
15. *Hellawell A., Lui S., Lu S. Z. Dendrite Fragmentation and the Effect of Fluid Flow in Casting // JOM. – 1997. – Vol. 49. – P. 18-20.*
16. In Situ Observations of Dendritic Fragmentation Due to Local Solute-enrichment During Directional Solidification of an Aluminum Alloy[®] / D. Ruvalcaba, R. H. Mathiesen, D. G. Eskin, L. Arnberg, L. Katgerman // *Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55. – P. 4287-4292.*
17. *Borisov A. G. Pattern Formation During Directional Solidification of Bicrystal // Journal of Crystal Growth. – 1995. – Vol. 156. – P. 296-302.*
18. *Spinelli J. E., Rocha O. F., Garcia A. The Influence of Melt Convection on Dendritic Spacing of Downward Unsteady-state Directionally Solidified Sn-Pb Alloys // Materials Research. – 2006. – Vol. 9, № 1. – P. 51-57.*

19. *Kattamis T. Z., Coughlin J. C., Flemings M. C.* Influence of Coarsening on Dendrite Arm Spacing of Aluminum-copper Alloy // Transaction of Metallurgical Society of AIME. – 1967. – Vol. 239. – P. 1504-1511.
20. *Huang S.-C., Glicksman M. E.* Fundamentals of Dendritic Solidification – II. Development of Sidebranch Structure // Acta Metallurgica. – 1981. – Vol. 29. – P. 717-734.
21. *Эскин Г. И.* Влияние кавитационной обработки расплава на структуру и свойства литых и деформированных легких сплавов // Вестник Российской академии естественных наук (Металлургия). – 2010. – № 3. – С. 82-89.
22. *Ji S., Fan Z.* Solidification Behavior of Sn -15 wt. pct. Pb Alloy Under a High Shear Rate and High Intensity of Turbulence During Semisolid Processing // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33A. – P. 3511-3520.
23. *Qian Ma.* Creation of Semisolid Slurries Containing Fine and Spherical Particles by Grain Refinement Based on the Mullins-sekerka Stability Criterion // Acta Materialia. – 2006. – Vol. 54. – P. 2241-2252.
24. *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.
25. *Chalmers B.* Principles of Solidification. – New York; London; Sidney: John Wiley & Sons, 1964. – 287 p.
26. *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.
27. *Trivedi R., Somboonsuk K.* Pattern Formation During Directional Solidification of Binary Systems // Acta Metallurgica. – 1985. – Vol. 33. – P. 1061-1068.
28. *Vogel A., Cantor B.* Role of the Flow // Journal Crystal Growth. – 1977. – Vol. 37. – P. 309.
29. *Lee Jin-Kye, Jo Hyung-Ho, Yoon Young-Ok.* Fluidity of A356 alloy during in-ladle DTC Rheocasting // Materials Science Forum. – 2006. – Vol. 510-511. – P. 354-357.
30. Direct Thermal Method: New Process for Development of Globular Alloy Microstructure / D. J. Brow, M. J. Hussey, A. J. Carr, D. Brabazon // International Journal of Cast Metals Research. – 2003. – Vol. 16. – P. 418-426.
31. Modelling and Experimental Development of the Direct Thermal Method of Rheocasting / A. J. Carr, D. J. Brown, M. J. Hussey, N. Lumsden, M. Scalan // International Journal of Cast Metals Research. – 2007. – Vol. 20, № 6. – P. 325-332.
32. *Zhu M. F., Kim J. M., Hong C. P.* Modelling of Globular and Dendritic Structure Evolution in Solidification of an Al-7 mass % Si Alloy // ISIJ International. – 2001. – Vol. 41, № 9. – P. 992-998.
33. *Kessler D. A., Koplík J., Levine H.* Geometrical Models of Interface Evolution III. Theory of Dendritic Growth // Physical Review A. – 1985. – Vol. 31, № 3. – P. 1712-1717.
34. *Saioto Y., Goldbeck-Wood G., Muller-Krumbhaar H.* Dendritic Crystallization: Numerical Study of the One-side Model // Physical Review Letters. – 1987. – Vol. 58, № 15. – P. 1541-1543.
35. *Ben Amar M., Moussalam B.* Numerical Results on Two-dimensional Solidification // Physica D. – 1987. – Vol. 25. – P. 155-164.
36. *Jurich D., Tryggvason G.* A Front-tracking Method for Dendritic Solidification // Journal of Computation Physics. – 1996. – Vol. 123, № 1. – P. 127-148.
37. Orientation Selection in Dendrite Evolution / T. Haxhimali, A. Karma, F. Gonzales, M. Rappaz // Nature Materials. – 5, 660-664 (9 July 2006) doi:10.1038/nmat1693 Article.
38. *Борисов А. Г.* Влияние кристаллографической ориентации на морфологию межфазной границы при направленном затвердевании // Металлофизика. – 1990. – № 3. – С. 118-120.
39. *Somboonsuk K., Trivedi R.* Dynamic Studies of Dendritic Growth // Acta Metallurgica. – 1985. – Vol. 33, № 6. – P. 1051-1060.

Поступила 30.05.2011