

УДК: 621.746.58 669-154

В. И. Белик, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: belikvi@ukr.net

Т. Г. Цир, мл. науч. сотр., e-mail: jknd-t@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

РОЛЬ ФАКТОРА ПЕРЕМЕШИВАНИЯ РАСПЛАВА В УСЛОВИЯХ ПРЯМОГО ТЕРМИЧЕСКОГО МЕТОДА (DTM)

Исследована роль фактора фактора перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности при осуществлении прямого термического метода (DTM). Показано, что необходимым условием формирования недендритной структуры является распространение зародышей, образовавшихся вблизи охлаждающих поверхностей (стенок и дна кокиля) по всему объему заготовки, что достигается перемешивающим действием струи расплава при заливке.

Ключевые слова: DTM, прямой термический метод, глобулярная структура, недендритная структура, перемешивание расплава.

В настоящее время в литейном производстве широко используется метод реолитья, обеспечивающий высокие прочностные свойства изделий и основанный на эффекте снижения усилий прессования расплава в твердо-жидком состоянии в случае формирования в нем глобулярной структуры α -фазы. Наиболее технологически простым методом получения такой структуры является так называемый называемый прямой термический метод реолитья (DTM) [1], состоящий в том, что расплав с малым перегревом выливают в цилиндрическую форму с большой теплопроводностью и малой теплоемкостью. При этом расплав быстро охлаждается до начала формирования двухфазной зоны, затем выдерживается при условиях, близких к изотермическим, до образования требуемого объема твердой фазы, после чего производят закалку заготовки. Получение глобулей со средним размером менее 100 мкм считается хорошим результатом.

Отмечается [2] высокая чувствительность метода DTM к тепловым параметрам, в частности, при увеличении перегрева на 20 °С и толщины стенки формы на 0,2 мм фиксировалось формирование не глобулярной, а дендритной структуры, при этом большое внимание уделялось материалу форм (применялись медные и стальные формы) в виду его определяющего влияния на тепловые параметры процесса.

Предполагаемый механизм получения глобулярной структуры, согласно [1], состоит в том, что высокая скорость охлаждения при снятии перегрева способствует массовому зарождению кристаллов, а снижение температуры расплава – их выживанию, то есть зародившиеся кристаллы не расплавляются теплом расплава. При этом дендритное развитие кристалла может быть подавлено (формируется глобулярная структура) в том случае, когда число зерен в единице объема достаточно высоко

для данной скорости охлаждения [3]. То есть формированию дендритной структуры способствует как увеличение числа зародышей, так и снижение скорости их роста.

Для увеличения числа зародышей необходимо использовать расплав с низким перегревом, это обосновывается [4] тем, что увеличение скорости охлаждения расплава увеличивает величину переохлаждения, а значит – и количество зародышей. Это подтверждено позднее [5] исследованиями влияния переохлаждения на увеличение дисперсности кристаллов первичного кремния, большей в слоях расплава, расположенных ближе к поверхности теплоотвода.

Итак, судя по литературным данным, решающим условием формирования глобулярной структуры в заготовке при осуществлении DTM является двухэтапное затвердевание: с большой интенсивностью охлаждения (первый этап) и с малой (второй этап). Интенсивное охлаждение расплава на первом этапе достигается его низким перегревом (что способствует как массовому зародышеобразованию вследствие высокого переохлаждения, так и их дальнейшему выживанию, поскольку температура расплава снижается после заливки до температуры ликвидус сплава), а использование формы с высокой теплопроводностью и малой теплоемкостью (тонкостенные формы) обеспечивает медленное охлаждение затвердевающего расплава (второй этап), то есть низкую скорость их роста, что необходимо для предотвращения дендритной кристаллизации зародышей, образовавшихся на первом этапе.

Таким образом, принято считать, что именно тепловые условия формирования заготовки являются определяющими при осуществлении DTM.

Существует, однако, множество других методов получения глобулярной структуры, в которых также уделяется внимание тепловым условиям, но в каждом из них задействован один и тот же механизм зародышеобразования, необходимой составляющей которого является перемещение расплава относительно охлаждающей поверхности, на которой и происходит образование зародышей: так, в [6] представлен процесс реолитья литья Cu–Sn сплавов с использованием наклонной охлаждающей пластины и рассмотрен механизм отделения кристаллов потоком расплава от охлаждающей поверхности. Вероятно, подобное явление, а именно – зарождение кристаллов на или вблизи охлаждающей поверхности и распространение их по объему отливки потоками расплава, имеет место и при получении металлической суспензии путем продувки расплава газом через охлаждающий расплав диффузор (GISS–метод) [7, 8]. В этом случае всплывающие пузырьки формируют течения расплава относительно охлаждающей поверхности диффузора; то же происходит и при электромагнитном перемешивании расплава с погруженным в него охлаждающим графитовым [9] или медным [10] стержнем, и перемешивании расплава вращающимся охлаждающим стержнем [3, 11] либо специальными устройствами (например, двушнековой мешалкой) [12].

В каждом из приведенных методов получения глобулярной структуры имеет место специально созданное движение потоков расплава относительно охлаждающей поверхности.

Это приводит к выводу, что и в DTM (используемом для получения глобулярной структуры) наряду с тепловыми условиями существенную роль играет описанный выше механизм зародышеобразования, то есть перемещение расплава относительно охлаждающей поверхности, на которой и происходит образование зародышей. Однако, в работах, посвященных DTM, этому механизму и его роли в формировании недендритной структуры, внимание не уделяется. Вероятной причиной этого может быть то, что заливка расплава в форму является необходимой технологической составляющей данного метода, и возникающее при этом перемещение расплава относительно охлаждающей поверхности формы является естественным побочным явлением заливки, то есть не создается специально, но имеет место всегда, при любых тепловых условиях получения заготовки, и поэтому отдельно не исследовалось.

Поскольку процесс заливки и вызванное им перемешивание расплава может быть значимым технологическим фактором, оказывающим физическое воздействие

на процесс зародышеобразования, его роль в рамках ДТМ требует детального исследования, результаты которого могут быть использованы при разработке соответствующих технологий и реализации процесса в промышленных условиях.

Целью настоящей работы является выявление роли фактора перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности (что фактически имеет место при осуществлении ДТМ, но не рассматривалось ранее как элемент данной технологии) в формировании глобулярной структуры.

Эксперименты проведены на сплаве АК7пч. В качестве кокиля использовался тонкостенный (0,4 мм) стакан из нержавеющей стали в форме усеченного конуса емкостью 175 см³, высотой 82,5 мм и диаметрами 56,2 и 47,4 мм. Применение тонкостенного кокиля дало возможность быстрого и регулируемого изменения интенсивности теплоотвода в ходе затвердевания отливки за счет смены охлаждающей среды, поскольку, ввиду малой массы стакана и низкой его теплоемкости, не кокиль, а охлаждающая среда окажет основное влияние на теплоотвод.

При проведении эксперимента расплав выдерживали в графито-шамотном тигле при температуре 720–740 °С. Заполняли кокиль расплавом с помощью мерной емкости так, чтобы уровень расплава не доходил до верхней кромки стакана (за которую он подвешивался на кронштейне) на 10–12 мм, что уменьшало влияние отбора тепла от кокиля кронштейном и стабилизировало тепловые условия затвердевания отливки. В зависимости от программы эксперимента затвердевание отливки проводили с высокой или низкой интенсивностью охлаждения, без изменения интенсивности охлаждения в ходе затвердевания отливки (затвердевание в один этап) и со сменой интенсивности (затвердевание в два этапа). В условиях ДТМ первый этап (интенсивное охлаждение) сменяется вторым (медленное охлаждение) автоматически, за счет теплообмена расплава с формой. Используемая же в экспериментах методика позволяла регулировать длительность каждого этапа.

Высокая интенсивность охлаждения достигалась использованием воды в качестве охлаждающей среды, низкая – помещением кокиля либо в емкость (далее – термос), стенки которой теплоизолированы слоем минеральной ваты, либо, для еще более низкой интенсивности охлаждения, в нагретую чугунную втулку.

Смена водяного охлаждения на воздушное в условиях эксперимента занимала около одной секунды.

В целях дальнейшего использования экспериментальных результатов в практической отработке технологических режимов получения реозаготовок различной массы, в данной работе в качестве показателя интенсивности охлаждения отливки использован критерий интенсивности затвердевания (ИЗ), численно равный проценту массы твердой фазы (то есть массе кристаллов), образовавшихся в единицу времени на исследуемом этапе затвердевания. Количество твердой фазы, образовавшейся в каждый момент кристаллизации, определяли по кривой затвердевания, полученной в ходе термического анализа и разработанного во ФТИМС НАН Украины программного обеспечения. Исходными данными для расчета служили момент начала кристаллизации (точка уменьшения угла наклона на нисходящей ветви кривой в зоне переохлаждения) и момент закалки образца, который определяется как по точке перегиба температурной кривой (термопара устанавливалась вблизи теплового центра отливки), так и по сопоставлению временной шкалы температурной кривой и данными видеосъемки. За момент начала охлаждения принимается момент касания донной части кокиля поверхности воды, а за момент начала закалки принимается момент полного погружения кокиля в воду. Закалку проводили при охлаждении отливки до 577 °С. Выбор этой температуры обусловлен тем, что доля твердой фазы в отливке для сплава данного состава составляет при этом 40 %, что уже позволяет использовать такую отливку как заготовку для реолитья, а форма кристаллов α -фазы, зафиксированная закалкой, будет соответствовать форме кристаллов заготовки реолитья, полученной в данном режиме. При расчете ИЗ в экспериментах, проводимых без изменения интенсивности охлаждения, в качестве

конечной точки расчета также использовали момент, когда температура отливки снижалась до 577 °С. Поскольку использованная методика не позволяла определить количество твердой фазы, выделившейся на первом этапе охлаждения, приведенные в работе данные по величине ИЗ при наличии двух этапов охлаждения включают оба этапа, без их разделения.

В процессе работы исследовано два вида перемешивания расплава: струей расплава при заливке и мешалкой пропеллерного типа. В первом случае отливку получали гравитационной заливкой кокиля расплавом с температурой, близкой к ликвидусу, во втором – предварительно прогретую в расплаве в печи мешалку опускали в кокиль после его заполнения расплавом с температурой 720–740 °С, где их температуры выравнивались, а после охлаждения расплава до заданной температуры начинали перемешивание со скоростью 15–20 оборотов в секунду с охлаждением кокиля водой, для чего приподнимали емкость с водой, установленную под кокилем, таким образом, чтобы уровень воды превысил уровень расплава в кокиле.

Отливки без перемешивания при малой интенсивности охлаждения получали заливкой кокиля расплавом при температуре 720–740 °С (в этом случае потоки расплава, вызванные заливкой, затухали до того, как температура расплава приближалась к ликвидусу), а при получении отливки с высокой интенсивностью охлаждения кокиль, залитый, как и в предыдущем случае, расплавом с температурой 720–740 °С, охлаждали на воздухе, а при достижении заданной величины перегрева над ликвидусом охлаждали в емкости с водой.

Из средней по высоте части отливки вырезали образец для стандартного исследования макро- и микроструктур, на рисунках приведены фотографии средней (между стенками и центром отливки) зоны образца.

На первом этапе работы проведена серия экспериментов в полном соответствии с тепловыми условиями ДТМ: использовался расплав с низким перегревом при двухэтапном затвердевании отливки (с высокой интенсивностью охлаждения на первом этапе и с низкой на втором), однако возможности перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности были исключены.

Кокиль, заполненный расплавом при температуре 720–740 °С, охлаждали на воздухе, при снижении температуры расплава до заданной начинали охлаждение кокиля водой (первый этап) в течении заданного времени, дальнейшее охлаждение (второй этап) проводили в термосе или горячей чугунной втулке. Полученные данные приведены в табл. 1 и на рис. 1.

Величина ИЗ образцов 1 и 2 равна 0,17 и 0,27 %/с. Разница между величинами ИЗ вызвана более высокой интенсивностью охлаждения отливки 2 на втором этапе, что определило и разницу величины дендритного параметра: для отливки 1 он составил 51, для отливки 2 – 41 мкм.

Судя по расположению точек начала и конца охлаждения водой на кривых затвердевания, длительность охлаждения водой превышала на 0,3–0,5 с время достиже-

Таблица 1

Вид охлаждения, величина ИЗ для заготовок, затвердевавших с изменением интенсивности охлаждения без перемешивания

Но- мер обра- зца	$\Delta T = T_{\text{зал}} - T_{\text{лик}}, \text{ } ^\circ\text{C}$	Величина переох- лаждения, $^\circ\text{C}$	Длитель- ность охлаж- дения водой, с	Вид охлажде- ния на втором этапе	ИЗ, %/с	Размер макро- зерна, мкм	Дендрит- ный параметр, мкм
1	1,68	2,41	4,84	горячая втулка	0,17	4575	51
2	0,88	1,49	4,05	термос	0,27	2910	41

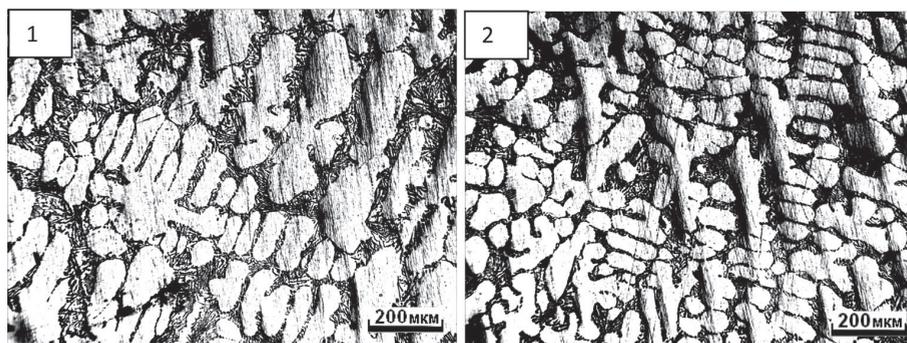


Рис. 1. Микроструктура отливок, полученных при соблюдении тепловых условий DTM (двухэтапное затвердевание) без перемешивания. Охлаждающая среда на втором этапе : 1– горячая чугунная втулка; 2 – термос

ния максимального переохлаждения, то есть была достаточной для поддержания высокой интенсивности охлаждения на нисходящем участке кривой переохлаждения.

Как было установлено в результате специально проведенного эксперимента, структура отливок 1 и 2 (рис. 1), полученных при соблюдении тепловых условий DTM, но без перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности, ничем не отличается от обычной дендритной структуры, формирующейся в отливке, затвердевающей в условиях обычного литья, то есть в один этап, без смены интенсивности охлаждения в ходе затвердевания (условия получения отливок 3 и 4 приведены в табл. 2).

Таблица 2

Вид охлаждения, величина ИЗ для заготовок, затвердевавших без изменением интенсивности охлаждения

Номер образца	$\Delta T = T_{\text{зал}} - T_{\text{лик}}, \text{ } ^\circ\text{C}$	Величина переохлаждения, $^\circ\text{C}$	Длительность охлаждения водой, с	Вид охлаждения	ИЗ, %/с	Размер макрозерна, мкм	Дендритный параметр, мкм
3	–	2,68	0	воздух	0,08	3500	109
4	2,19	1,73	19,01	вода	2,19	4420	17

На рис. 2 представлены микроструктуры отливок 3 и 4, полученных при низкой (охлаждение на воздухе, фото 1) и высокой охлаждения (охлаждение в воде, фото 2) интенсивности охлаждения на всем этапе затвердевания. Как и в предыдущем случае (рис. 1), структура отливок имеет дендритное строение (рис. 2).

Можно отметить, что в результате отсутствия этапа интенсивного охлаждения ИЗ отливки снизился в два-три раза по сравнению с отливками 1 и 2, что привело к увеличению дендритного параметра более чем в 2 раза, тогда как использование интенсивного охлаждения в течении всего периода затвердевания (отливка 4) вызвало увеличение ИЗ в 27 раз (по сравнению с отливкой 3) и привело к уменьшению дендритного параметра с 109 (образец 3) до 17 мкм (образец 4). При сравнении структуры в центральных и периферийных зонах исследованных отливок наблюдается огрубление вторичных ветвей кристаллов α -фазы по мере приближения от края образцов к центральной зоне отливки, что можно связать с уменьшением интенсивности теплоотвода от края к центру.

Согласно [1, 4, 5], высокая скорость охлаждения при снятии перегрева приводит к высокому переохлаждению, а отсюда – к массовому зарождению кристаллов и формированию глобулярной структуры. Однако, в условиях эксперимента повышение

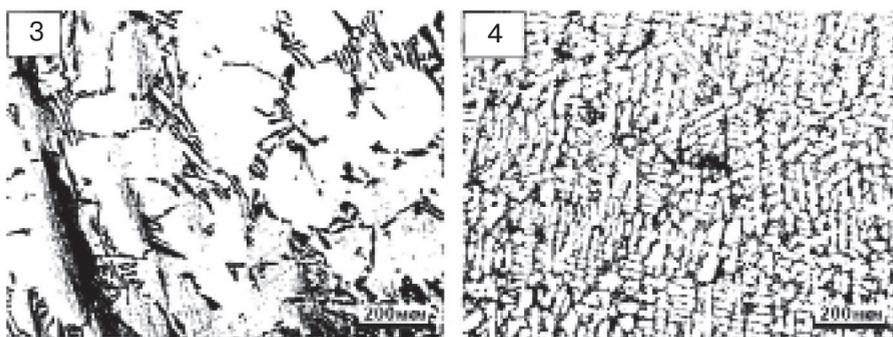


Рис. 2. Микроструктура отливок из сплава АК7пч, при одноэтапном затвердевании без перемешивания. Условия затвердевания: 3 – затвердевание на воздухе; 4 – затвердевание при охлаждении водой

интенсивности охлаждения не стало причиной массового зародышеобразования: более того, средняя величина кристаллического зерна макрозерна увеличилась с 3500 до 4420 мкм (табл. 2).

Таким образом, в случае отсутствия изменения интенсивности охлаждения в ходе затвердевания отливки в диапазоне ИЗ от 0,08 до 2,19 %/с (образец 3 и 4, табл. 2, рис. 2) отливки имеют дендритное строение, а увеличение интенсивности охлаждения массового зародышеобразования в условиях эксперимента не вызвало. Смена этапов охлаждения в воде и на воздухе в условиях отсутствия перемешивания расплава также не способствует интенсификации зародышеобразования, сохраняется дендритная структура, свойственная обычному процессу затвердевания отливки, в один этап (рис. 1).

На втором этапе работы проведены эксперименты по получению отливок с соблюдением тепловых условий DTM и перемещением расплава относительно охлаждающей поверхности, то есть перемешиванием расплава. Оно производилось либо струей расплава при заливке (полное соответствие DTM), либо же мешалкой. Длительность перемешивания измерялась от момента начала охлаждения водой. Этап интенсивного охлаждения проводили при охлаждении водой, для чего при перемешивании струей расплава кокиль устанавливали в воду перед заливкой в него расплава, а при использовании мешалки при достижении заданной температуры расплава кокиль с расплавом погружали в воду, поднимая емкость с водой. В обоих случаях после окончания первого этапа затвердевания емкость с водой опускали и заменяли ее термосом, который поднимали таким образом, чтобы кокиль с расплавом размещался в нем; дальнейшее охлаждение расплава до момента закалки проводили в термосе.

Температурно-временные параметры экспериментов приведены в табл. 3, микроструктуры полученных образцов – на рис. 3.

Как видно из рис. 3, оба использованных вида перемешивания расплава (струей расплава при заливке и перемешивание мешалкой) привели к формированию недендритной структуры. Следует отметить, что наряду с разобщенными несоприкасающимися частичками, очевидно – глобулями, составляющими большую часть структурных образований, можно заметить также фрагменты розеток или дендритов (выделенные области на рис. 3), что более характерно для отливок 5 и 6, полученных при перемешивании мешалкой, так и соприкасающиеся частички, похожие на сросшиеся глобули, встречающиеся в отливках 6 и 7, полученные при перемешивании струей расплава. Размеры подобных фрагментов кристаллов и конгломератов сросшихся глобулей измерялись и фиксировались как размеры макрозерна.

Как было показано выше, в работе приведены фотографии микроструктур средней части образцов. Следует отметить, что в случае перемешивания мешалкой в периферийной зоне образца (отливки 5) хорошо заметны целые дендриты, и имеет

Таблица 3

Вид и длительность перемешивания, температурно-временные параметры эксперимента, размер макрозерна и глобуля отливок, полученных в условиях DTM

Номер образца	$\Delta T = T_{\text{зал}} - \Delta T_{\text{лик}}, ^\circ\text{C}$	Вид перемешивания	Длительность заливки, (перемешивания)*, с	Длительность охлаждения водой, с	ИЗ, %/с	Размер макрозерна, мкм	Размер глобуля, мкм
5	1,53	Мешалка	3,22*	2,14	0,28	545	52
6	-0,45		4,0*	2,02	0,23	440	58
7	5,22	Струя расплава	1,09	2,86	0,24	283	55
8	0,56		1,95	2,96	0,18	303	58

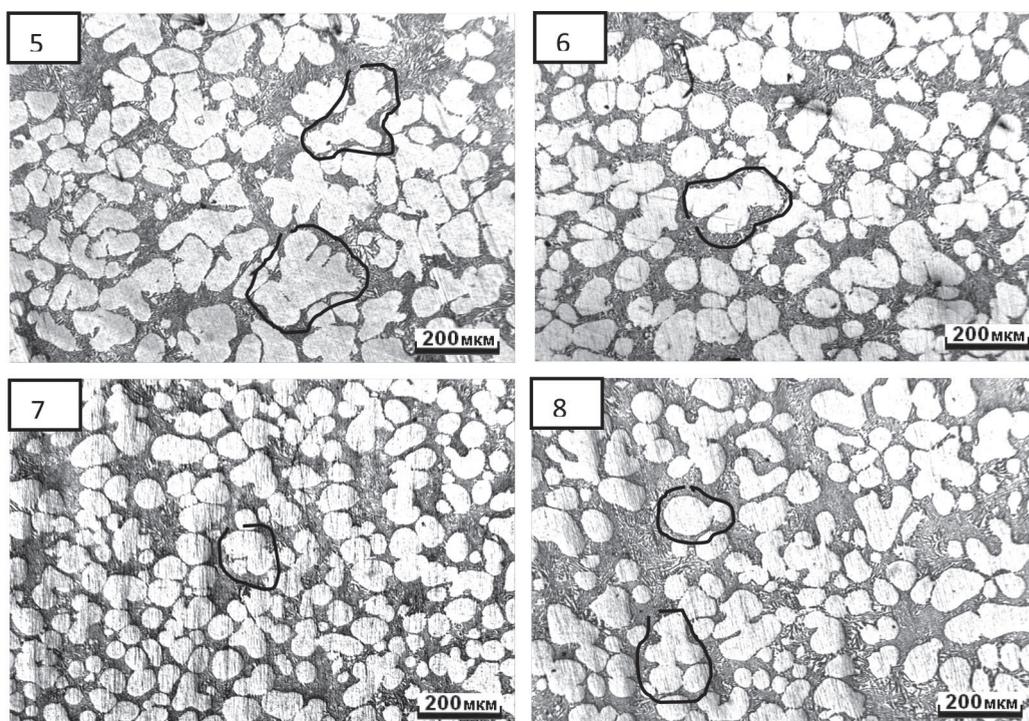


Рис. 3. Микроструктура отливок, полученных при соблюдении тепловых условий DTM и перемешивании расплава. Вид перемешивания: 5, 6 – мешалка; 7, 8 – перемешивание струей при заливке

место отмеченное выше огрубление структуры по мере приближения к центру отливки, тогда как при перемешивании струей расплава размеры глобулей в сечении отливки практически одинаковы. Размеры глобулей при обоих видах перемешивания близки и лежат в диапазоне 52–58 мкм, что является следствием сходных условий затвердевания – величины ИЗ лежат в пределах 0,18–0,28 %/с. Сходными интенсивностями охлаждения можно объяснить и близость этих величин к величинам ИЗ для образцов 1 и 2 (табл. 1), и близость размеров глобулей (табл. 3) к толщине вторичных ветвей образцов 1 и 2 (табл. 1).

Стоит отметить, что в данном случае ни значительная разница в величине в перегреве над ликвидусом при заливке (для № 6 – 5,22 , для № 7 – 0,56 °C), ни почти удвоенная длительность заливки в эксперименте № 7 (1,95 с) по сравнению с 1,09

для № 6 не сказались на микроструктурах полученных образцов – они очень схожи. Размеры отдельных частичек в образцах 6 и 7, полученных при перемешивании струей расплава, практически не отличаются от размеров частиц на образцах 5 и 6, полученных с перемешиванием мешалкой (табл. 3), тогда как размер макрозерна уменьшился с 440–545 до 283–303 мкм.

Таким образом, именно сочетание тепловых условий DTM с перемешиванием расплава приводит к формированию недендритной структуры. Вне зависимости от вида перемешивания, струей расплава или мешалкой, вызванное им перемещение расплава относительно охлаждающей поверхности на этапе интенсивного охлаждения становится причиной распространения зародышей, массово образовавшихся вблизи стенок кокиля, по всему объему отливки. Как высокая интенсивность охлаждения на протяжении всего периода затвердевания, так и охлаждение водой на первом этапе в условиях отсутствия перемешивания не вызвало интенсификации зернообразования и формирования недендритных форм α -фазы. Размер макрозерна лежит в пределах 2,9–4,6 мм. Зародыши, массово образовавшиеся в этих условиях вблизи стенок формы, там и остаются, формируя, что общеизвестно, мелкокристаллический наружный слой отливки.

Необходимость перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности в условиях DTM для формирования недендритной структуры подтверждена в экспериментах на прозрачных моделирующих веществах. Использовался раствор сукционитрила, обычно применяемый при моделировании кристаллизационных процессов в алюминий-кремниевых сплавах [13], в частности, сукционитрил с 25 %мас. салада [14].

Идея проведенных экспериментов состоит в имитации этапов интенсивного и малоинтенсивного охлаждения отливки, необходимых для осуществления DTM на моделирующих веществах с визуальным контролем процесса кристаллизации в объеме отливки в условиях наличия и отсутствия перемешивания.

Этап интенсивного охлаждения расплава, происходящий при заливке формы в условиях DTM, имитировался введением в моделирующий раствор холодильника в виде медного стержня диаметром 1,7 и длиной 45 мм. Этап малоинтенсивного охлаждения начинался после завершения теплообмена холодильника с моделирующим веществом в ходе охлаждения теплообменника до температуры воздуха, что соответствовало второму этапу охлаждения отливки в условиях DTM, то есть охлаждению отливки с малой интенсивностью.

Перемещение раствора относительно поверхности холодильника, имитирующее перемешивание расплава заливкой струей или мешалкой, достигалось вращением мешалки пропеллерного типа из органического стекла, прозрачного пластика на основе полиметилметакрилата. Скорость вращения мешалки – 200 об/мин.

Исследования проведены на лабораторной установке, процесс кристаллизации моделирующего вещества изучался в объеме, для чего использовали кювету из оптического стекла объемом 4 см³ (размер полости в поперечном сечении 10x10, высота – 40 мм). Кювета заполнялась моделирующим веществом на половину высоты. Теплофизические характеристики материала кюветы, а именно – малая теплоемкость (0,9 Дж/(г·К)) и высокая теплопроводность (0,9–1,2 Вт/(К·м)) соответствуют требованиям к форме [1], предъявляемым при осуществлении DTM.

Схема лабораторной установки показана на рис. 4, а, расположение термопары и холодильника в кювете – на рис. 4, б. Для проведения эксперимента кювету 3 устанавливают в теплообменник 5, в котором циркулирует теплоноситель (вода) 4 с заданной термостатом температурой. Температура металлоподобного модельного вещества 1 контролируется с помощью термопары 11. При достижения заданной температуры перегрева моделирующего вещества над ликвидусом в кювету вводили холодильник и отключали термостат. В зависимости от задачи эксперимента производили (или не производили) перемешивание. Для вращения мешалки использовали электродвигатель 8. Источник света 6, установленный с одной стороны кюветы, позволял проводить фото- и видеосъемку с противоположной стороны кюветы с использованием цифровой камеры 10 и микроскопа 9.

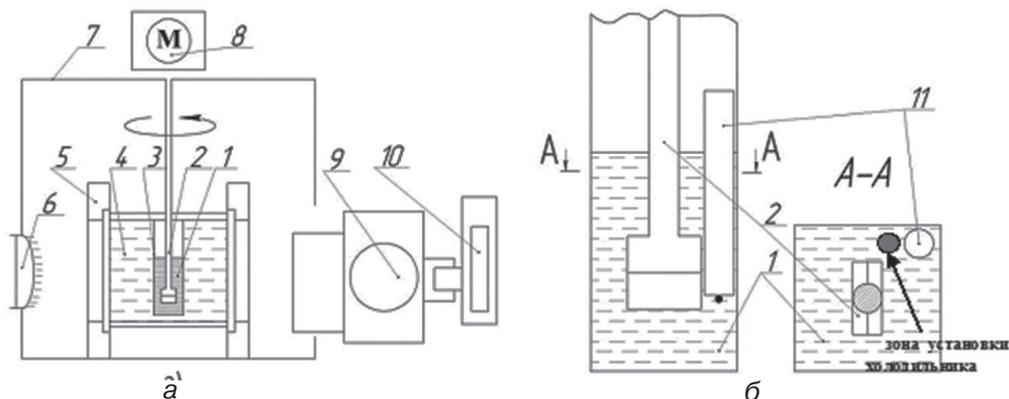


Рис. 4. Схема установки для моделирования процессов кристаллизации в объеме отливки : а – состав установки; б – схема расположения термопары и холодильника в кювете. 1 – прозрачное металлоподобное модельное вещество; 2 – мешалка; 3 – кювета; 4 – теплоноситель (вода) 5 – корпус теплообменника; 6 – источник света; 7 – защитный корпус; 8 – электродвигатель; 9 – микроскоп МБС-10; 10 – фотоаппарат Canon A580; 11 – термопара хромель-алюмель

Фото микроструктур, полученных в ходе проведения эксперимента, режимы эксперимента и составы модельного вещества приведены на рис. 5. Как видно из представленных фото, недендритная структура при соблюдении требований к ти-

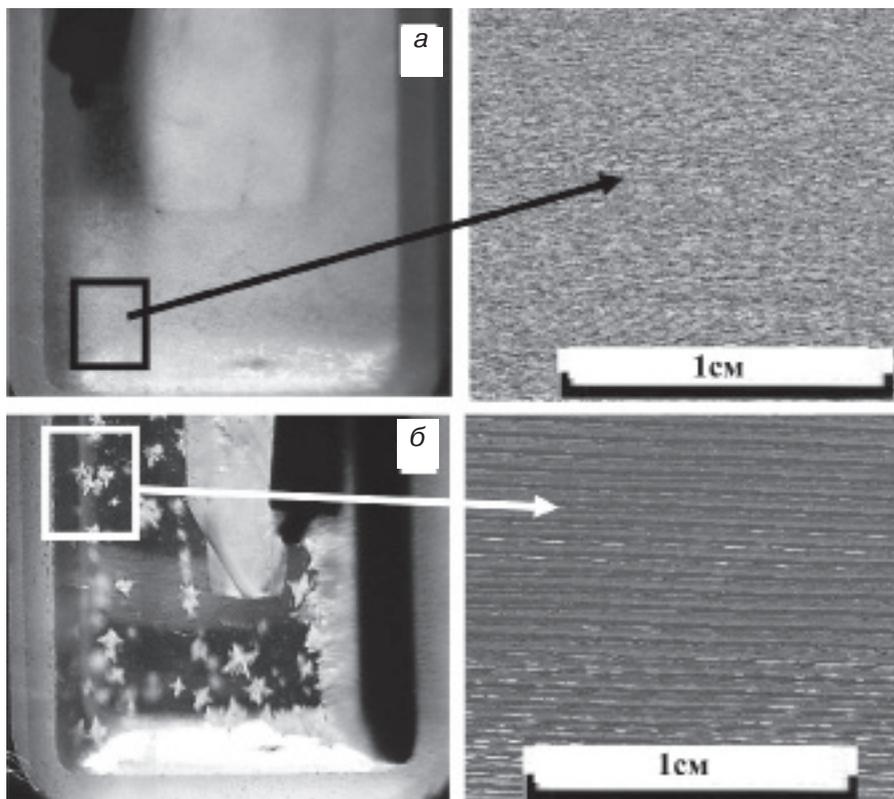


Рис. 5. Структура кристаллов моделирующего вещества в зависимости от наличия перемешивания при кристаллизации: а – кристаллизация при перемешивании; б – кристаллизация без перемешивания

повым условиям ДТМ формируется только в случае наличия перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности (рис. 5, а). В случае же отсутствия перемешивания имеет место дендритная кристаллизация (рис. 5, б, в), что соответствует приведенным выше результатам, полученным на литейном сплаве.

Выводы

- Роль фактора перемещения расплава относительно охлаждающей поверхности при осуществлении ДТМ состоит в распространении зародышей, образовавшихся вблизи охлаждающих поверхностей (стенок и дна кокиля) по всему объему заготовки, что является необходимым для формирования недендритной структуры.
- Отсутствие перемешивания при полном соблюдении тепловых условий (двухэтапное затвердевание, с высокой и низкой интенсивностью охлаждения) приводит к формированию дендритной структуры.
- Положительное влияние перемешивания расплава на формирование недендритной структуры достигается при любом способе перемешивания, как струей расплава при заливке, так и с использованием мешалки.

Список литературы

1. Browne D. J., Hussey M. J., Carr A. J. and Brabazon D. Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure // International Journal of Cast Metals Research. – 2003. – Vol. 16. – № 4. – p.418–426.
2. Carr A. J., Browne D. J., Hussey M. J., Lumsden N. and Scanlan M. Modelling and experimental development of the direct thermal method of rheocasting // International Journal of Cast Metals Research. – 2007. – Vol. 20. – № 6. – pp. 325–332.
3. Martinez R. A., Flemings M. C. Evolution of particle morphology in semisolid processing // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – Т. 36. – № 8. – pp. 2205–2210.
4. Ahmad A. H., Naher S. & Brabazon D. The effect of direct thermal method, temperature and time on microstructure of a cast aluminum alloy // Materials and Manufacturing Processes. – 2014. – Vol. 29 (2). – pp. 134–139.
5. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Брановицкий А. М. Особенности структурообразования при литье заэвтектического силумина с инвертированной структурой // Литье и металлургия. – 2001. – № 4. – С.40–42.
6. Motegi T, Tanabe F. New semi-solid casting of copper alloys using an inclined cooling plate [C] // The 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus, 2004.
7. Canyook R., Petsut S., Wisutmethangoon S., Flemings M. C., Wannasin J. Evolution microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2010. – Vol. 20. – pp. 1649–1655.
8. Wannasin J., Canyook R., Burapa R., Flemings M. C. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method [J] // Scripta Materialia. – 2008. – Vol. 59. – pp. 1091–1094.
9. Guanglei ZHU, Jun XU, Zhifeng ZHANG, Yuelong BAI and Likai SHI. Annular electromagnetic stirring | a new method for the production of semi-solid A357 aluminum alloy slurry // Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.). – 2009. – Vol. 22. – № 6. – pp. 408–414.
10. LIU Zheng, MAO Wei-min, ZHAO Zhen-duo. Effect of local chilling on morphology of primary α (Al) in semi-solid A356 alloy // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2008. – Vol. 18. – pp. 1811–1815.
11. US6645323 B2.
12. Das A., Fan Z. Morphological development of solidification structures under forced fluid flow: experimental observation // Materials science and technology. – 2003. – Т. 19. – №. 5. – pp. 573–580.
13. Федоров О. П. Процессы роста кристаллов: кинетика, формообразования, неоднородности. – К.: Наукова думка, 2010. – 207 с.
14. Venugopalan D., Kirkaldy J. S. Theory of cellular solidification of binary alloys with application to succinonitrile-salol // Acta Metallurgica. – 1984. – Vol. 32. – Issue 6. – pp. 893–906.

Поступила 07.08.2018

References

1. Browne, D. J., Hussey, M. J., Carr, A. J. and Brabazon, D. (2003) Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 16, no. 4, pp.418–426 [in English].
2. Carr, A. J., Browne, D. J., Hussey, M. J., Lumsden, N. and Scanlan, M. (2007) Modelling and experimental development of the direct thermal method of rheocasting. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol 20, no. 6, pp. 325–332 [in English].
3. Martinez, R. A., Flemings, M. C. (2005) Evolution of particle morphology in semisolid processing. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, T. 36, no. 8, pp. 2205–2210[in English].
4. Ahmad, A.H., Naher, S. & Brabazon, D. (2014). The effect of direct thermal method, temperature and time on microstructure of a cast aluminum alloy. *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 29 (2), pp. 134–139 [in English].
5. Marukovich, E. I., Stecenko, V. YU., Branovickij, A. M. (2001) Features of structure formation in the casting of hypereutectic silumin with inverted structure. *Lit'e i metallurgiya*, no. 4, pp.40–42 [in Russian].
6. Motegi, T, Tanabe, F. (2004) New semi-solid casting of copper alloys using an inclined cooling plate [C]. *The 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. Limassol, Cyprus [in English].
7. Canyook, R., Petsut, S., Wisutmethangoon, S., Flemings, M. C., Wannasin, J. (2010) Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 20, pp. 1649–1655 [in English].
8. Wannasin, J, Canyook, R, Burapa, R, Flemings, M C. (2008) Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method [J]. *Scripta Materialia*, Vol. 59, pp. 1091–1094 [in English].
9. Guanglei ZHU, Jun XU, Zhifeng ZHANG, Yuelong BAI and Likai SHI (2009) Annular electromagnetic stirring a new method for the production of semi-solid A357 aluminum alloy slurry. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, Vol. 22, no.6, pp. 408–414 [in English].
10. LIU Zheng, MAO Wei-min, ZHAO Zhen-duo (2008) Effect of local chilling on morphology of primary α (Al) in semi-solid A356 alloy al. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 18 [in English].
11. US6645323 B2.
12. Das, A., Fan, Z. (2003) Morphological development of solidification structures under forced fluid flow: experimental observation. *Materials science and technology*, T. 19, no. 5, pp. 573–580 [in English].
13. Fedorov, O. P. (2010) Processes of crystal growth: kinetics, formation, heterogeneity. K.: Naukova dumka, 207 p.
14. Venugopalan, D., Kirkaldy, J. S. (1984) Theory of cellular solidification of binary alloys with application stossuccinonitrile-salol. *Acta Metallurgica*, Vol. 32, Issue 6, pp. 893–906 [in English].

Received 07.08.2018

В. І. Белік, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: belikvi@ukr.net

Т. Г. Цир, молодш. наук. співр., e-mail: jknd-t@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

РОЛЬ ФАКТОРУ ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ В УМОВАХ ПРЯМОГО ТЕРМІЧНОГО МЕТОДУ

Досліджено роль фактору переміщення розплаву щодо охолоджуючої поверхні при здійсненні прямого термічного методу (DTM). Показано, що необхідною умовою формування недендритної структури є поширення зародків, що утворилися поблизу охолоджуючих поверхонь (стінок і дна кокіля) по всьому об'єму заготовки, що досягається перемішуючою дією струменя розплаву при заливці.

Ключові слова: DTM, прямий термічний метод, глобулярна структура, недендритна структура, перемішування розплаву.

V. I. Belik, *Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: belikvi@ukr.net*

T. G. Tsir, *Junior Researcher, e-mail: jknd-t@ukr.net*

Physico-technological institute of metals and alloys NAS of Ukraine, Kyiv

THE ROLE OF MIXING FACTOR IN DYNAMIC THERMAL METHODS

The role of the melt transfer factor relative to the cooling surface in the direct thermal method (DTM) is investigated. It is shown that the necessary condition for the formation of a non-dendritic structure is the propagation of nuclei formed near the cooling surfaces (walls and bottom of the chill mold) along the entire volume of the billet, which is achieved by the mixing action of the melt jet during pouring.

Keywords: *DTM, direct thermal method, globular structure, non-dendritic structure, melt mixing.*

Вниманию авторов!

*Статьи, поступающие в редакцию, должны иметь название статьи, ФИО авторов, аннотации, ключевые слова на русском, украинском и английском языках, а также список литературы на английском языке, согласно международным требованиям. Объем статьи – не более **10 стр.**, рисунков – не более **5**.*

*Статьи подаются как на бумажном, так и электронном носителях. Для текстовых материалов желательно использовать формат **doc**. Для графических материалов – формат **jpeg**. Графические материалы необходимо сохранять в отдельных файлах. Фотографии, рисунки, графики и чертежи должны быть черно-белыми, четкими и контрастными.*