

УДК 669.7.018

А. А. Хрипливий, И. Н. Максимчук, В. Г. Ткаченко, В. В. Фризель,
Р. Н. Рыжов, В. Д. Кузнецов, П. Ю. Сидоренко

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ И МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРА- БОТКАХ ПРОМЫШЛЕННОГО СИЛУМИНА АК7

Наведено дані термографічного аналізу процесів кристалізації доєвтектичних сплаву системи Al–Si (AK7) за кривими охолодження та їх обробки в координатах $dT/dt - t$ і $dT/dt - T$. За цими даними встановлено закономірності кристалізації АК7 в умовах термомчасової, електрогідроімпульсної (ЕГІО) і магнітоімпульсної обробки (МІО) з перегрівом розплаву в інтервалі 700–900 °С. Зіставлені переваги ЕГІО і МІО. Показано, що ЕГІО істотно змінює в основному характер кристалізації α -Al твердого розчину, тоді як МІО більш ефективно впливає як на процеси кристалізації α -Al твердого розчину, так і на формування евтектики Al–Si. Обґрунтовується висновок про те, що комплексна дія ЕГІО і МІО посилює виявлені ефекти і дозволяє більш ефективно керувати процесом кристалізації сплаву АК 7.

Ключові слова: термографічний аналіз, розплав, термічна обробка, електрогідроімпульсна обробка, магнітоімпульсна обробка, інтервали кристалізації.

В последние годы в различных областях современной техники предъявляются повышенные требования к эвтектическим композициям и изготовленным из них элементам конструкций. В частности, сплавы системы Al–Si–Fe, Mn были разработаны специально для увеличения усталостной прочности и жесткости легких деталей, которые должны выдерживать знакопеременные (динамические) нагрузки (например, блоки цилиндров в ДВС). Доэвтектические сплавы системы Al–Si, такие как Al–7Si–0,3 Mn (A356) или Al–6Si–3Cu (A319) часто используются в автомобильной промышленности из-за хорошей жидкотекучести, высокой прочности и сопротивления коррозии. Вместе с тем требуется новый подход, который привел бы к обеспечению разумного сочетания цены и качества этих материалов. Сокращение отходов введением повторных циклов плавки считается одним из важных технологических направлений, позволяющих регулировать качество слитков и продуктов литья. Однако возможность управления процессом кристаллизации и сегрегации в слитках, а также контроля фазовых и структурных превращений открывает новые перспективы для создания эвтектических композиций с требуемыми структурой и свойствами. По литературным данным [1–5] импульсные поля являются дополнительным источником неравновесности, которая может

© Ткаченко Володимир Григорович, докт. техн. наук, завідувач відділу Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Хрипливий Анатолій Олександрович, Максимчук Ігор Миколайович, Фризель Віктор Вадимович — наукові співробітники цього ж інституту, Рыжов Роман Миколайович, Кузнецов Валерій Дмитрович, Сидоренко Павло Юрійович — наукові співробітники Національного технічного університету “КПІ”.

изменить температурные интервалы фазовых переходов, скорость фазовых и структурных превращений в кристаллизирующихся расплавах.

Хорошо известно, что физико-механические свойства силуминов зависят от формы, характера распределения и размера эвтектической составляющей структуры сплава. Так присутствие грубых игольчатых кристаллов кремния в эвтектике ухудшает механические свойства отливок [1]. В настоящее время в промышленных технологиях литья алюминиевых сплавов уделяется большое внимание разработке и исследованию способов внешних энергетических воздействий (таких как ультразвук [2], вибрация [3], высокотемпературный перегрев [4], электрический ток, магнитное поле [5] и др.) как на расплавы, так и на процессы кристаллизации отливок. Такого рода воздействия способствуют получению мелкозернистой структуры и повышению механических и эксплуатационных свойств отливок без введения специальных модифицирующих добавок. Основное достоинство внешних воздействий заключается в том, что они не меняют химический состав расплава и не приводят к накоплению нежелательных примесей в литейных сплавах при дальнейшей обработке. Кроме того, при повышенном содержании вторичного сырья (лома, отходов) в шихте целесообразным является использование обработки в жидком состоянии, снижающей микронеоднородное состояние расплава. В последние годы этот вид обработки находит все более широкое применение при плавке литейных алюминиевых сплавов, так как ее можно совмещать с другими внешними воздействиями на расплавы. Это позволит сэкономить чушковые материалы и получать сплавы требуемого качества. Однако применение импульсной обработки кристаллизующихся расплавов при производстве отливок и изделий сдерживается в связи с недостаточной изученностью процессов, происходящих при кристаллизации расплавов с наложением внешних полей.

Цель работы — установить закономерности кристаллизации алюминиевого сплава АК7 под влиянием различных внешних энергетических воздействий и оценить эффективность электрогидроимпульсной обработки (ЭГИО) расплава, магнитной импульсной обработки (МИО) в процессе кристаллизации, комплексной ЭГИО и МИО, а также термовременной обработки расплава.

Методика эксперимента

Слитки сплава АК–7 выплавляли на экспериментальной плавильной установке с резистивным нагревом и донным разливом в металлическую изложницу. Плавку производили в среде инертного газа (аргон). Температуру расплава поддерживали с помощью терморегулятора типа ВРТ – 3, точность регулировки ± 1 °С. Отливку проводили в медный охлаждаемый кристаллизатор, обеспечивающий быстрое охлаждения расплава с возможностью регулирования скорости в интервале 40–60 град/с. Для исследования влияния температуры на кинетику кристаллизации сплава использовали двухступенчатую термовременную обработку (ТВО) расплава: перегрев расплава и его выдержка при определенной температуре ($T_{\text{перегр}}$) в течение 30 мин → медленное охлаждение в тигле до температуры разлива ($T_{\text{раз}}$) → разлив в медный кристаллизатор. Электрогидроимпульсную обработку (ЭГИО) расплава проводили на последней стадии ТВО (перед разливом), энергия в импульсе — 18 Дж, частота следования — 2 Гц, время обработки расплава — 1 мин. Методика ЭГИО аналогична описанной авторами [6].

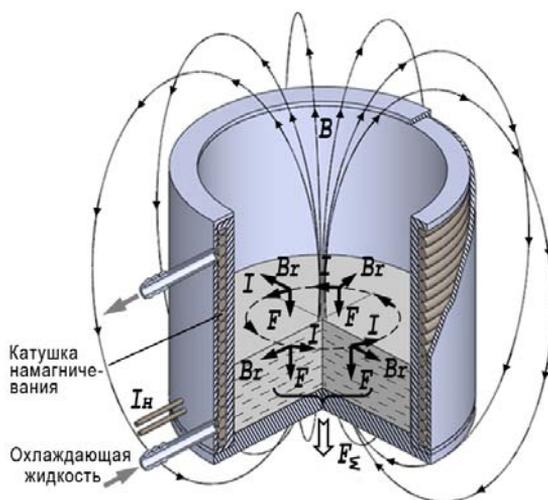


Рис. 1. Физическая модель кристаллизатора

Для оценки эффективности импульсной магнитной обработки расплава (МИО) в процессе его кристаллизации в рубашке охлаждения кристаллизатора разместили катушку намагничивания индуктора (рис. 1). Ее параметры были подобраны таким образом, чтобы при взаимодействии индуцированных вихревых токов (I) с радиальной составляющей индукции магнитного поля (B_r) суммарное силовое воздействие на расплав и фронт кристаллизации (F_z) были направлены в сторону дна кристаллизатора. Через катушку намагничивания пропускали импульсы тока I_n , вырабатываемые специально разработанным генератором. Во всех экспериментах индукция магнитного поля составляла 1,7 Тл, с частотой следования импульсов 25 и 50 Гц.

Температуры различных стадий кристаллизации фиксировали с помощью термоанализатора, чувствительный элемент которого (термопара из хромель-алюмелевой проволоки $\varnothing 0,2$ мм и \varnothing спая 0,4 мм) был введен в расплав на глубину ~ 3 мм через корпус кристаллизатора. Такие характеристики термо-чувствительного элемента обеспечили очень низкую инерционность термопары. Величину температуры записывали и обрабатывали с помощью разработанного аппаратно-программного компьютеризированного комплекса в реальном масштабе времени, позволяющего фиксировать 500 значений в течение 1 сек.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Методы ДСК и термического анализа эффективно используются многими исследователями для анализа процесса кристаллизации сплавов системы Al-Si [7–9], который дает возможность изучить последовательность фазовых превращений, температуру и длительности интервалов кристаллизации эвтектических компонентов и установить их взаимосвязь с формированием микроструктуры сплавов.

Режимы ТВО, вид энергетического воздействия (ЭГИО расплава и МИО в процессе его кристаллизации), а также скорость охлаждения расплава перед кристаллизацией (V), рассчитанные по термограммам, приведены в табл. 1.

Режимы ТВО, вид энергетического воздействия и скорость охлаждения расплава исследованных образцов

| Образец | $T_{\text{перегр}}, ^\circ\text{C}$ | $T_{\text{разл}}, ^\circ\text{C}$ | $V, \text{град/с}$ | Вид обработки |
|---------|-------------------------------------|-----------------------------------|--------------------|-------------------|
| 1 | 900 | 900 | 40 | — |
| 2 | 900 | 800 | 50 | — |
| 3 | 900 | 700 | 50 | — |
| 4 | 900 | 650 | 55 | — |
| 5 | 700 | 700 | 60 | — |
| 6 | 700 | 700 | 55 | ЭГИО |
| 7 | 800 | 700 | 55 | ЭГИО |
| 8 | 800 | 800 | 50 | ЭГИО |
| 9 | 900 | 900 | 50 | ЭГИО |
| 10 | 750 | 750 | 50 | — |
| 11 | 750 | 750 | 50 | ЭГИО |
| 12 | 750 | 750 | 50 | МИО, 25 Гц |
| 13 | 750 | 750 | 50 | МИО, 50 Гц |
| 14 | 750 | 750 | 50 | ЭГИО + МИО, 25 Гц |

Типичная термограмма, полученная при охлаждении и кристаллизации силумина АК7, представлена на рис. 2.

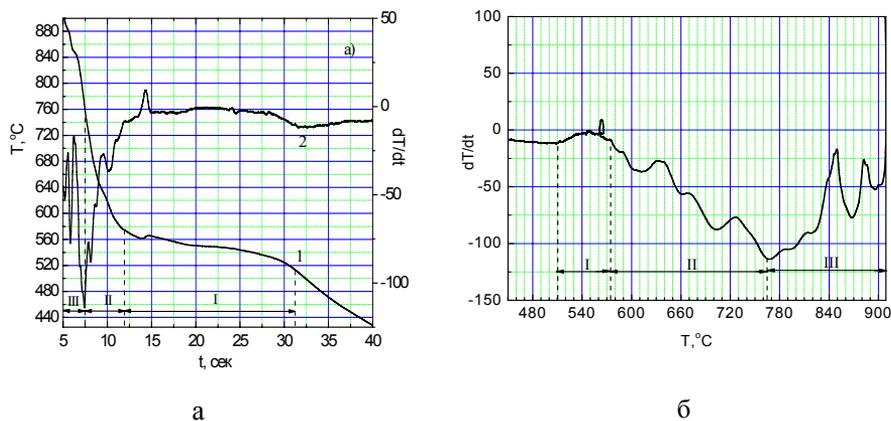


Рис. 2. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 1) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Как видно (рис. 2, кривая 1), исходная кривая охлаждения описывает кинетику кристаллизации, однако определить температурные интервалы с достаточной точностью оказывается затруднительным. Поэтому, в соответствии с разработанной методикой, для определения временных интервалов использовалась первая производная по времени (рис. 2, кривая 2), а для оценки характерных критических точек и температурных интервалов она перестраивалась в координатах $dT/dt - T$ (рис. 2, б). С тем, чтобы учесть тепловые шумы термодатчика, исходную кривую (массив из 50 000 точек) предварительно обрабатыва-

ли (сглаживалась) методом усреднения по 100 точкам с использованием графического пакета "Origin 7.5", а затем численно дифференцировали по времени и перестраивали в новых координатах. Сравнительный анализ термограмм позволяет разбить кривые охлаждения по температуре на три характерных участка по характеру изменения мгновенных скоростей dT/dt в процессе кристаллизации (рис. 3): I — температурный интервал, характеризующийся прохождением эвтектического превращения жидкого расплава, в котором мгновенные значения скоростей dT/dt практически постоянны. II — температурный интервал, предшествующий стадии эвтектической кристаллизации, который характеризуется монотонным или немонотонными изменениями кривой мгновенных скоростей dT/dt , и соответствует интервалу кристаллизации α -Al твердого раствора. III — температурный интервал, который характеризует стадию быстрого охлаждения расплава до начала кристаллизации.

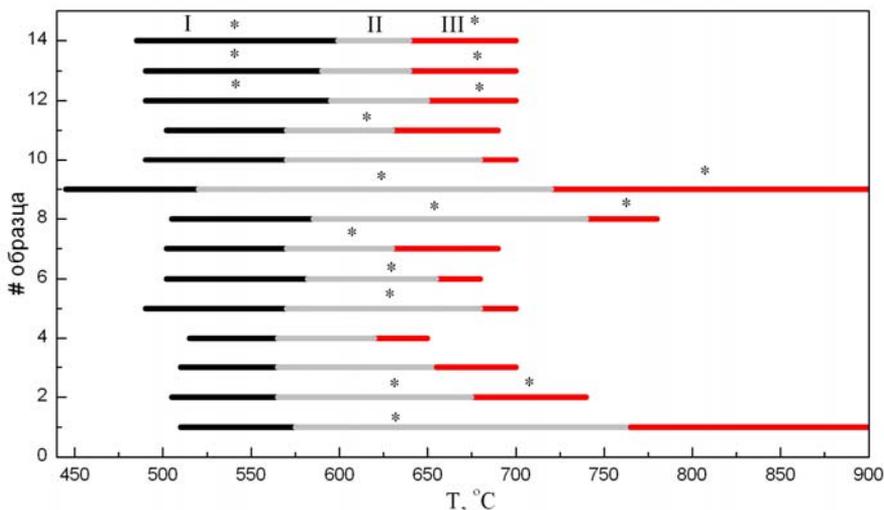


Рис. 3. Температурные интервалы кристаллизации сплава АК7, полученные в результате термографического анализа кривых охлаждения образцов, подвергнутых различного вида ТВО и энергетическим воздействиям в соответствии с табл. 1. Характерные стадии кристаллизации выделены различными оттенками серого цвета и обозначены римскими цифрами, * — температурные интервалы, в которых кривая dT/dt носит немонотонный характер

Термограммы охлаждения образцов № 1–4 позволяют проанализировать влияние температуры разлива расплава (табл. 1), предварительно перегретого до 900 °С, на процесс кристаллизации. Характер кривых охлаждения образцов № 1 (рис. 2) и 2, а также № 3 и 4 (рис. 4) идентичен. Как видно из рис. 3 и табл. 2, температура разлива существенно влияет на температурные и временные характеристики II и III участка кривой охлаждения и практически не влияет на кристаллизацию эвтектической компоненты (участок I). С понижением температуры разлива с 900 до 650 °С, температура начала кристаллизации α -Al твердого раствора $T_{\text{нач. II}}$ сдвигается в область более низких температур (765 и 620 °С, соответственно) и значительно уменьшается величина температурного

ΔT_{II} и временного Δt_{II} интервалов кристаллизации. Более того, наблюдается изменение характера зависимости dT/dt от немонотонного, с рядом последовательных минимумов и максимумов (рис. 2, б), описывающего неравновесный процесс кристаллизации в результате быстрого переохлаждения перегретого гомогенного расплава, к монотонному, который характеризует более равновесный процессу кристаллизации α -Al твердого раствора (рис. 4, б).

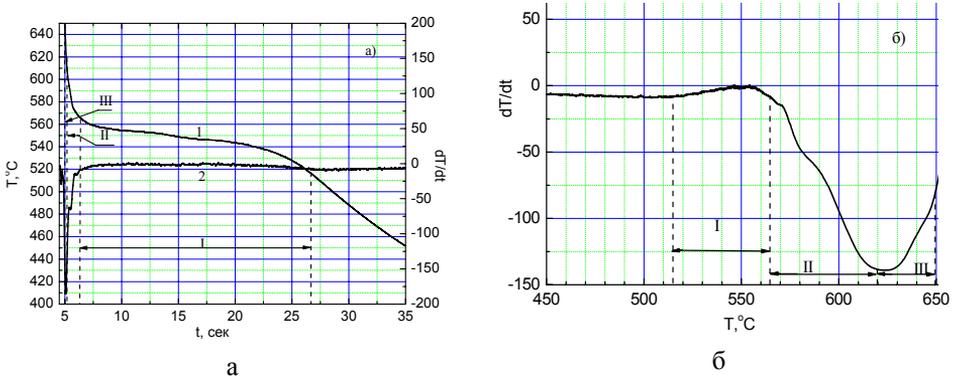


Рис. 4. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 4) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Понижение температуры перегрева расплава с 900 до 700 °С (табл. 2 и рис. 5) приводит к увеличению интервала кристаллизации эвтектики ΔT_I , сдвигая его в область более низких температур, и существенно расширяют, по сравнению с двухстадийной ТВО, II интервал в область более высоких температур (рис. 3 и 5). Следует подчеркнуть, что в отличие от кристаллизации заэвтектического сплава Al–20% Si [10], когда температура перегрева влияет только на размер и форму первичных кремниевых кристаллов, температура перегрева доэвтектического силумина влияет только на кинетику (характер) кристаллизации α -Al твердого раствора, а следовательно, на размер и форму α -Al дендритов.

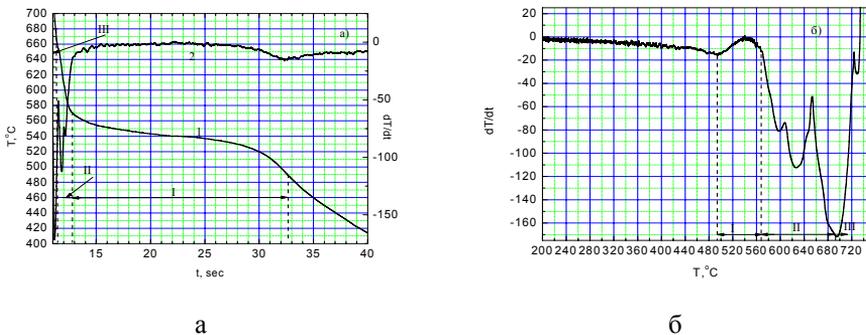


Рис. 5. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 5) и ее первая производная (2) с указанием временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2 а, кривая 2) от T с указанием температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Применение ЭГИО при перегреве расплава 700 и 750 °С значительно сокращает II интервал (рис. 3), сдвигая его начало в область более низких температур, однако не оказывает существенного влияния на величину I интервала и сохраняет немонотонный характер кривой dT/dt (рис. 6, б). Однако, ЭГИО расплава при перегреве 900 °С несколько увеличивает II и сдвигает интервала

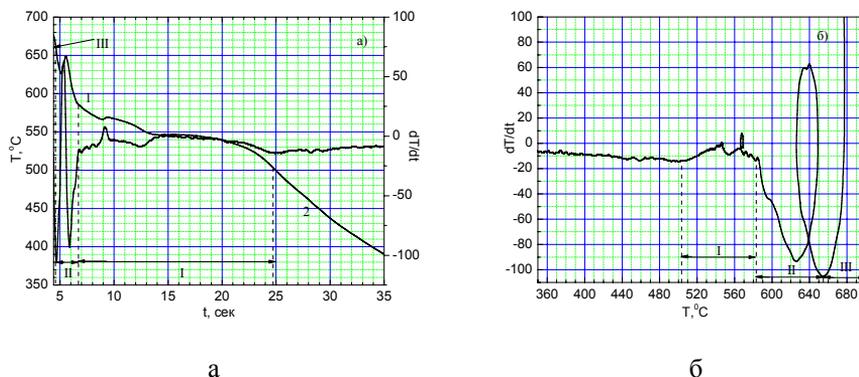


Рис. 6. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 6) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от Т с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Таблица 2

Временные и температурные интервалы охлаждения и кристаллизации сплава АК7 в зависимости от ТВО и вида энергетического воздействия

| Образец | $\Delta\tau_I, \text{с}$ | $\Delta\tau_{II}, \text{с}$ | $\Delta\tau_{III}, \text{с}$ | $\Delta T_I, \text{°C}$ | $\Delta T_{II}, \text{°C}$ | $\Delta T_{III}, \text{°C}$ | $T_{\text{нач. I}}, \text{°C}$ | $T_{\text{нач. II}}, \text{°C}$ | $T_{\text{нач. III}}, \text{°C}$ |
|---------|--------------------------|-----------------------------|------------------------------|-------------------------|----------------------------|-----------------------------|--------------------------------|---------------------------------|----------------------------------|
| 1 | 20,3 | 4,5 | 2,5 | 65 | 190 | 135 | 510 | 575 | 765 |
| 2 | 19 | 4,5 | 2,6 | 60 | 110 | 65 | 505 | 565 | 675 |
| 3 | 19 | 4,5 | 1,5 | 55 | 90 | 45 | 510 | 565 | 655 |
| 4 | 20 | 1,5 | 0,4 | 50 | 55 | 30 | 515 | 565 | 620 |
| 5 | 18 | 1,3 | 0,5 | 80 | 110 | 20 | 490 | 570 | 680 |
| 6 | 18 | 1,9 | 0,5 | 80 | 73 | 25 | 502 | 582 | 655 |
| 7 | 18 | 2,4 | 0,8 | 68 | 60 | 60 | 502 | 570 | 630 |
| 8 | 18 | 1,4 | 1,0 | 80 | 155 | 40 | 505 | 585 | 740 |
| 9 | 15 | 4,0 | 1,0 | 75 | 200 | 180 | 445 | 520 | 720 |
| 10 | 18 | 1,3 | 0,5 | 80 | 110 | 20 | 490 | 570 | 680 |
| 11 | 18 | 2,4 | 0,8 | 68 | 60 | 60 | 502 | 570 | 630 |
| 12 | 27 | 2,9 | 1,5 | 105 | 55 | 50 | 490 | 595 | 650 |
| 13 | 24 | 1,1 | 1,0 | 100 | 50 | 60 | 490 | 590 | 640 |
| 14 | 26 | 1,5 | 1,0 | 114 | 41 | 60 | 485 | 599 | 640 |

кристаллизации эвтектики в область более низких температур (рис. 7). При этом процесс кристаллизации $\alpha\text{-Al}$ твердого раствора приобретает еще более

неравновесный характер (рис. 7, б). Таким образом, ЭГИО при высоких и низких температурах перегрева расплава оказывает противоположное влияние на температурные интервалы кристаллизации: наблюдается смещения температуры начала неравновесной кристаллизации α -Al твердого раствора в область более низких температур вне зависимости от температуры перегрева, при этом величина смещения увеличивается с ростом $T_{\text{перегр}}$, а изменения интервала кристаллизации ΔT_{II} носят немонотонный характер: величина ΔT_{II} уменьшается при перегреве в области 700–800 °С и незначительно увеличивается при перегреве 900 °С. На температурный интервал кристаллизации эвтектической составляющей сплава АК7 ЭГИО оказывает существенное влияние только при перегреве расплава до 900 °С: температура начала кристаллизации эвтектики сдвигается в область низких температур более чем на 60 °С.

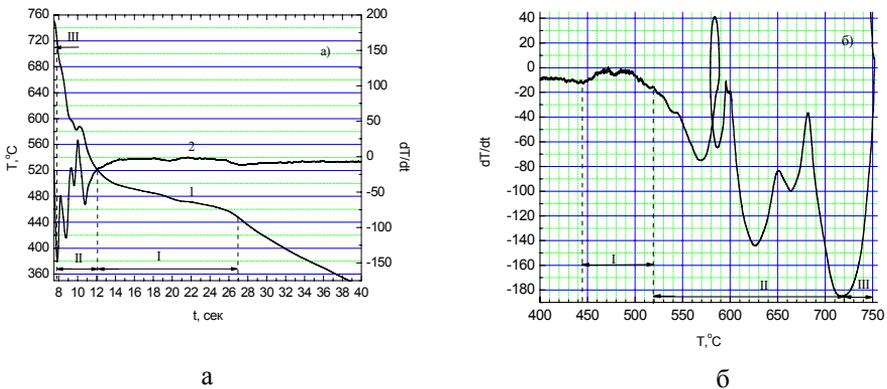


Рис. 7. кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 9) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

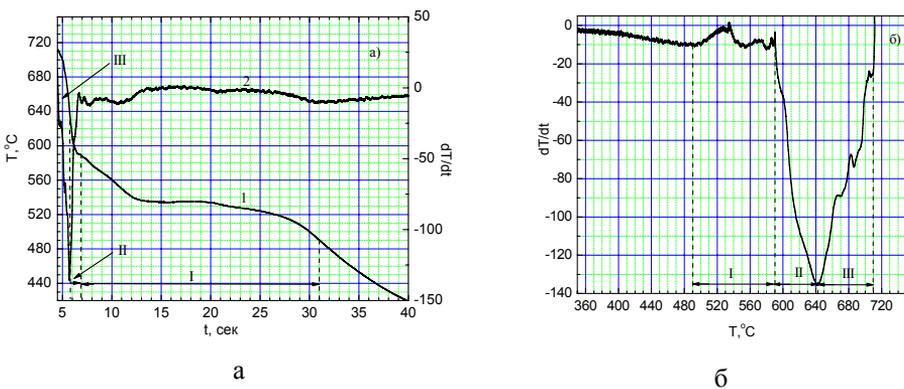


Рис. 8. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец №13) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

Сравнительный анализ термограмм охлаждения образцов № 10, 12 и 13 показывает (рис. 3 и 8, табл. 2), что МИО в процессе кристаллизации расплава существенно изменяет как характер кривой охлаждения, так и интер-

валы кристаллизации, уменьшая в два раза ΔT_{II} и снижая температуру начала выделения α -Al твердого раствора на 30 и 40 °С в зависимости от частоты следования импульсов. При этом процесс кристаллизации α -Al твердого раствора, по сравнению с кристаллизацией расплава после ЭГИО (рис. 7), приобретает более равновесный характер. Температура начала кристаллизации эвтектической составляющей сплава $T_{нач,I}$ в этом случае увеличивается на 25 °С, а процесс кристаллизации носит явно выраженный неравновесный двустадийный характер. Более того, интервал кристаллизации эвтектической составляющей ΔT_I и его длительность также увеличиваются (табл. 2, рис. 8, б). Изменение частоты следования импульсов существенно не влияет на характеристические интервалы кристаллизации (рис. 3) и характер кривой охлаждения сплава. Комплексная ЭГИО и МИО расплава (рис. 9) только усиливает наблюдаемые эффекты (табл. 2).

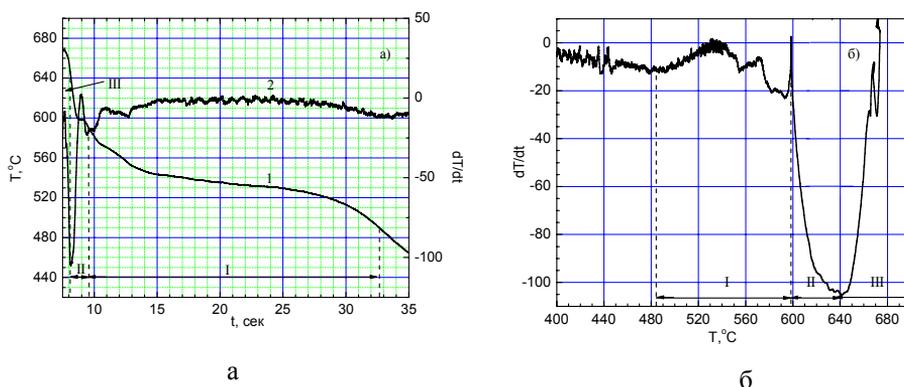


Рис. 9. Кривая охлаждения сплава АК7 (образец № 14) и ее первая производная (2) с анализом временных интервалов процессов кристаллизации (а); перестроенная зависимость (рис. 2, а, кривая 2) от T с анализом температурных интервалов кристаллизации сплава (б)

В соответствии с выводами авторов работ [5], неравновесный характер кристаллизации связан с уменьшением коэффициента диффузии растворенного вещества в жидкости перед границей твердой/жидкой фаз и приводит к значительному измельчению как первичных кристаллов алюминия, так и эвтектической компоненты сплава. Кроме того, авторы работ [4, 10] утверждают, что такой характер кристаллизации обеспечивает шаровидную форму первичных α -Al дендритов. Следовательно, в результате комплексной ЭГИО и МИО расплава, когда процесс кристаллизации α -Al твердого раствора и эвтектики также имеет ярко выраженный неравновесный характер, следует ожидать такие же существенные изменения в морфологии частиц обоих составляющих сплава. Существенным преимуществом МИО является то, что ожидаемый эффект может быть достигнут при величине индукции импульсного магнитного поля 1,7 Т, в то время, когда для достижения таких же изменений требуется воздействие сильных постоянных магнитных полей до 11,5 Т.

Выводы

Электрогидроимпульсная обработка расплава силумина АК7 уменьшает интервал и характер его кристаллизации, а также смещает температуру

начала неравновесной кристаллизации α -Al твердого раствора в область более низких температур. При этом такая обработка практически не влияет на формирование эвтектики сплава.

Магнитоимпульсная обработка силумина АК7 в процессе кристаллизации также уменьшает (в два раза) и снижает температуру начала кристаллизации α -Al твердого раствора. Вместе с тем этот вид импульсной обработки вносит существенный вклад в процесс неравновесной кристаллизации эвтектики. В этом случае кристаллизация эвтектики носит ярко выраженный неравновесный двухстадийный характер, указывая тем самым на принципиальную возможность более эффективного измельчения обеих структурных составляющих сплава.

В отличие от стандартной ТВО обработки перегрев силумина до 900 °С, выдержка и конечные температуры разлива (от 800 до 650 °С) сопровождается монотонным снижением температуры начала кристаллизации α -Al твердого раствора с 765 до 620 °С. При этом уменьшается интервал кристаллизации, а сам процесс становится более равновесным.

Приведены данные термографического анализа быстротекающих процессов кристаллизации доэвтектического сплава системы Al-Si (AK7) по кривым охлаждения и их обработки в координатах $dT/dt-t$ и $dT/dt-T$. По этим данным установлены закономерности кристаллизации АК7 в условиях термовременной (ТВО), электрогидроимпульсной (ЭГИО) и магнитоимпульсной обработки (МИО) с перегревом расплава в интервале 900–700 °С. Сопоставлены преимущества ЭГИО и МИО. Показано, что ЭГИО существенно изменяет в основном характер кристаллизации α -Al твердого раствора, тогда как МИО более эффективно воздействует как на процессы кристаллизации α -Al твердого раствора, так и формирование эвтектики Al-Si. Обосновывается вывод о том, что комплексное воздействие ЭГИО и МИО усиливает обнаруженные эффекты и позволяет более эффективно управлять процессом кристаллизации сплава АК 7.

Ключевые слова: термографический анализ, расплав, термовременная обработка, электрогидроимпульсная обработка, магнитоимпульсная обработка, интервалы кристаллизации.

The data of thermographic analysis of fast -running crystallization process have been obtained for hypoeutectic alloy of Al-Si system (AK7) using the time differentiation to plot $dT/dt-t$ and $dT/dt-T$ curves in real time. From these data the regularities have been established for the said alloy under influence of electrohydropulse treatment (EHPT) and magnetic pulse treatment (MPT) followed by the overheating of the melt in the temperature range of 700–900 °C. The EHPT is found to significantly change the nature of crystallization for α -Al solid solution only. The MPT compare favourably with EHPT being that it more effectively acts both the crystallization for α -Al solid solution and formation of eutectic Al-Si. It is deduced that the combined effect of the EHPT and MPT is capable to provide control of the AK7 crystallization process to make it more effective.

Keywords: thermal analysis, melt, heat-treatment, electrohydropulse treatment, magnetic pulse treatment, intervals of crystallization.

1. *Брехаря Г. П.* Влияние скорости охлаждения и степени легирования на формирование структуры бинарного эвтектического силумина / Г. П. Брехаря, В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Физика и химия обработки материалов. – 2010, № 1. – С. 78–83.
2. *Jian X.* Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration / X. Jian, T. T. Meek, Q. Han // *Scr. Mater.* – 2006. – Vol. 54. – P. 893–896.
3. *Pillai N. R.* Effect of low frequency mechanical vibration on structure of modified aluminum-silicon eutectic. – *Metall. Trans.* – 1972. – Vol. 31. – P. 1313–1318.
4. *Mazlee M. N.* Microstructural study and differential scanning calorimetry analysis at elevated temperatures of superheated as-cast a357 alloy / M. N. Mazlee, J. B. Shamsul, H. Kamarudin, S. S. Rizam // *Int. J. Mech. & Mat. Eng.* – 2009. – Vol 4, No. 2. – P. 181–185.
5. *Tie Liu.* Effects of high magnetic fields on solidification microstructure of Al–Si alloys / Tie Liu., Qiang Wang., Hong-Wei Zhang et. al. // *J. Mater. Sci.* – 2011. – Vol. 46. – P. 1628–1634.
6. *Цуркин В. Н.* Функциональные возможности ЭГИ обработки расплава в ковше / В. Н. Цуркин, В. М. Грабовый, А. В. Синчук // *Электронная обработка материалов.* – 2006. – № 5. – С. 55–61.
7. *Hengcheng Liaoy.* Eutectic Solidification in Al-13.0% Si Alloys with Combined Addition of Strontium and Boron / Hengcheng Liaoy, Ke Ding, Juanjuan Bi et. al. // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2009. – Vol. 25, No. 4. – P. 437–440.
8. *Liaoy H. C.* Eutectic Solidification in Near-eutectic Al–Si Casting Alloys. / H. C. Liaoy, M. Zhang, J. J. Bi et. al. // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2010, Vol. 26, No. 12. – P. 1089–1097.
9. *Zhong-wei Chen.* Eutectic modification of A356 alloy with Li addition through DSC and Miedema model / Zhong-wei Chen, Cui-ying MA, Pei Chen // *Trans. Nonfer. Met. Soc. China.* – 2012. – Vol. 22. – P. 42–47.
10. *Kasparzak W.* The Effect of the Melt Temperature and the Cooling Rate on the Microstructure of the Al-20% Si Alloy Used for Monolithic Engine Blocks / W. Kasparzak, M. Shaoo, J. Sokolowski et. al. // *Int. J. Metalcasting.* – 2009. – Vol. 3, No. 3. – P. 55–73.
11. *Yoshiki Mizutani1.* Effect of the Intensity and Frequency of Electromagnetic Vibrations on Refinement of Primary Silicon in Al-17%Si Alloy / Yoshiki Mizutani1, Yoshinori Ohura, Kenji Miwa et. al. // *Mater. Trans.* – 2004. – Vol. 45, No. 6. – P. 1939–1943.