

А. Г. Борисов, В. И. Белик, А. И. Семенченко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПСЕВДОКОМПЗИТНЫХ СТРУКТУР ПУТЕМ ДВУХСТАДИЙНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ СПЛАВА АК7ч

Исследованы закономерности формирования морфологии кристаллов начального и остаточного α -алюминия в зависимости от параметров процесса кристаллизации. Установлено, что начальную α -фазу возможно получить в дендритной, розеточной и глобулярной формах, а остаточную – в дендритной и розеточной.

Ключевые слова: алюминий, кристаллизация, двухстадийный процесс, псевдокомпозит, морфология.

Досліджено закономірності формування морфології кристалів початкового та залишкового α -алюмінію залежно від параметрів процесу кристалізації. Встановлено, що початкову α -фазу можливо отримати в дендритній, розеточній та глобулярній формах, а залишкову – у дендритній та розеточній.

Ключові слова: алюміній, кристалізація, двохстадійний процес, псевдокомпозит, морфологія.

Formation of morphology of initial and residual α -Al crystals depending on parameters of crystallization process was studied. It was established, that initial α -phase can be obtained in dendrite, rosette-like and globular form, residual – in dendrite and rosette-like form.

Keywords: aluminum, crystallization, two-stage process, pseudocomposite, morphology.

Введение

Как известно, композиционные материалы, представляющие собой по определению комбинацию различных веществ, обладают повышенными свойствами и находят широкое применение в современном производстве [1]. В то же время в литературе имеются данные, что не только сочетание разнородных веществ позволяет получить улучшенные характеристики, но и комбинация в одном материале его структурных составляющих различной дисперсности. Так, например, песчаные формы, содержащие несколько фракций песчинок различного размера, обладают более высокой прочностью, чем те, которые содержат только одну фракцию [2]. Аналогом такой системы мог бы послужить сплав алюминий-кремний, содержащий зерна α -Al различного размера – они играли бы роль «песчинок» разных фракций, а межзеренная эвтектика – роль связующего. Изделие с такой структурой нельзя классифицировать как композит, поскольку определение последнего предполагает наличие химически различных компонентов. С этой точки зрения материал, содержащий различные по размеру и форме структурные компоненты, но одинаковые по химическому составу, можно было бы назвать «псевдокомпозитом». Формирования таких структур можно ожидать в процессе двухстадийной кристаллизации, когда определенная доля твердой фазы формируется в одних условиях, а окончательное затвердевание образца происходит в других. Таким образом, упомянутый выше процесс можно характеризовать как разновидность литья из жидкотвердого состояния.

Классические технологии литья частично закристаллизованных алюминиевых сплавов (реолитье и тиксолитье) имеют своей целью получение изделий со структурой, где α -алюминий представляет собой округлые гранулы (глобулярные или розеточные), равномерно распределенные в эвтектической матрице [3]. Предлагаемый в рамках настоящей работы процесс двухстадийной кристаллизации, как и процесс традиционного реолитья, состоит из двух этапов – получение в термостатируемом тигле металла в жидкотвердом состоянии и последующая его заливка в форму. Отличие заключается в том, что при традиционной технологии металл подается в форму в состоянии, когда практически вся α -фаза выделилась, и при охлаждении в форме затвердевала в основном эвтектика, в то время как в рамках предлагаемой методики в термостате металл находится в состоянии, когда α -фаза выделилась только частично, и при последующем охлаждении в форме сначала происходило существенное довыделение α -фазы, а лишь затем кристаллизация эвтектики. Для того чтобы избежать терминологической путаницы, далее в статье часть первичного α -Al, выделившаяся на первом этапе (в термостате), будем называть «начальной α -фазой», а ту часть первичного α -Al, которая выделилась на втором этапе (непосредственно в форме) – «остаточной α -фазой».

Целью настоящей работы – исследование на примере сплава АК7ч возможности получения отливок с различной морфологией начальной и остаточной α -фазы с тем, чтобы на следующем этапе изучить их свойства и ответить на вопрос – могут ли такие псевдокомпозиты иметь перспективу практического применения, то есть могут ли изделия из силумина, имеющие структуру из зерен существенно различной формы и величины, обладать механическими свойствами выше, чем состоящие из однородных зерен?

Методика эксперимента

В работе использовали сплав марки АК7ч следующего состава, %: Al - 7,5 Si; 0,29 Mg; 0,12 Fe; 0,028 Mn; 0,005 Cu; 0,0015 Ti. Для управления формированием структуры начальной α -фазы использовали тепловое, временное и силовое воздействия на расплав в термостате. Формирование структуры остаточной α -фазы достигалось использованием различных тепловых режимов затвердевания отливки из жидкометаллической суспензии в металлической форме.

Тепловое воздействие в термостате осуществляли охлаждением расплава с заданной скоростью, временное – выдержкой расплава при заданной температуре, силовое – перемешиванием расплава механической мешалкой в различных режимах, масса обрабатываемого расплава составляла 2850-3050 г.

Скорость охлаждения 0,14-0,37 °С/мин («низкая скорость») достигалась следующим образом: исходный сплав плавил непосредственно в термостате, расплав перегревали до температур 720-740 °С, после чего мощность нагрева уменьшалась и происходило охлаждение с указанной скоростью. При достижении заданной температуры включали режим термостатирования для последующей выдержки расплава.

Скорость охлаждения расплава порядка 2-10 °С/мин («высокая скорость») обеспечивали за счет заливки в термостат перегретого расплава и его теплообмена с тиглем термостата. Исходную температуру тигля рассчитывали с учетом массы заливаемого расплава, его температуры и температуры ликвидуса сплава, предварительно определенных методом ДТА [4]. После заливки сплава в термостат температуру тигля повышали, а расплава – снижали, при достижении заданной расчетной температуры «баланса» проводили термостатирование.

При охлаждении расплава с низкой скоростью эксперименты проводили в трех режимах перемешивания – непрерывное охлаждение без перемешивания; непрерывное охлаждение с непрерывным перемешиванием (300 об/мин); непрерывное охлаждение с кратковременным перемешиванием (3 мин, 300 об/мин) при достижении определенной температуры. При охлаждении расплава с высокой скоростью

Кристаллизация и структурообразование сплавов

эксперименты проводили в двух режимах: в первом случае вращение мешалки включалось еще до заливки расплава в термостат, во втором перемешивание (300 об/мин) начиналось после того, как расплав достигал температуры термостатирования (610 °С).

После того, как в результате указанной выше обработки в термостате формировалась начальная α -фаза (которая составляла 20-40 % от общего количества α -фазы), для исследования ее морфологии из объема частично закристаллизованного расплава отбирали образцы всасыванием в кварцевую трубку, после чего производили заливку в стальные формы.

Для того чтобы управлять морфологией остаточной α -фазы (образующейся в форме), использовали данные из работы [5], где было проведено исследование влияния условий заливки на структуру отливок из сплава АК7ч и определены области параметров, в которых формируются розеточная и дендритная морфологии. В соответствии с этими данными в настоящем исследовании заливку производили в цилиндрический стальной кокиль с толщиной стенки 2 мм комнатной температуры (для получения розеточной структуры). Для получения дендритной структуры заливку производили в аналогичный кокиль с толщиной стенки 10 мм и температурой 220 °С.

Благодаря применению таких подходов получаемые образцы содержали в себе широкий набор сочетаний начальной и остаточной α -фаз.

Результаты и обсуждение

Морфология начальной α -фазы

В результате проведенных экспериментов были получены достаточно различающиеся морфологии начальной α -фазы, которые можно разделить на несколько групп, табл. 1.

Таблица 1. Зависимость морфологии от условий эксперимента

Морфология	Номер эксперимента	Условия эксперимента			
		$V_{\text{охл}}$	$T_{\text{нач}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{выд}}, ^\circ\text{C}$	характер перемешивания
Крупный дендрит	14	Н	740	603	без перемешивания
	16	Н	740	600	без перемешивания
	35	Н	740	601	от достижения $T_{\text{выд}}$ 3 мин
	23	В	740	610	от достижения $T_{\text{выд}}$ 15 мин
Розетки с тонкими «ветвями»	21	В	740	612	непрерывное от $T_{\text{нач}}$ до $T_{\text{выд}}$
	10	Н	680	610	непрерывное от $T_{\text{нач}}$ до $T_{\text{выд}}$
Розетки с грубыми «ветвями»	22	Н	740	602	непрерывное от $T_{\text{нач}}$ до $T_{\text{выд}}$
	32	В	740	610	от достижения $T_{\text{выд}}$ 30 мин
	44	Н	740	610	от достижения $T_{\text{выд}}$ 45 мин
«Глобулярная»	3	В	740	610	от достижения $T_{\text{выд}}$ 30 мин
	5	В	740	610	от достижения $T_{\text{выд}}$ 60 мин
	15	В	740	610	от достижения $T_{\text{выд}}$ 90 мин

В данной таблице «низкая» скорость охлаждения ($V_{\text{охл}} = 0,14-0,37$ °С/мин) обозначена как «Н», а «высокая» (2,0-10,0 °С/мин) – как «В». Температура, от которой начиналось охлаждение расплава, обозначена как $T_{\text{нач}}$, а температура, при достижении которой охлаждение заканчивалось и осуществлялась выдержка, – как $T_{\text{выд}}$.

Как видно из таблицы, скорость охлаждения сама по себе не оказывала значительного влияния на характер формирующейся морфологии, хотя для медленной скорости она скорее смещена в сторону крупных дендритов, а при высокой – в сторону «глобулярной» структуры. Скорее всего большее влияние на морфологию оказывали условия перемешивания.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Крупные огрубленные дендриты наблюдались в образцах, полученных без перемешивания или после кратковременного перемешивания (3-15 мин). Пример такой структуры приведен на рис. 1, а. В экспериментах с длительным перемешиванием (30-90 мин или непрерывным), несмотря на некоторый разброс данных, можно увидеть следующую тенденцию: при охлаждении расплава от исходной температуры до заданной термостатом с непрерывным перемешиванием наблюдались розетки с относительно длинными и тонкими «ветвями», рис. 1, б. В том случае, когда после достижения заданной температуры перемешивание продолжалось в течение 30-45 мин, наблюдались розетки с относительно короткими и толстыми «ветвями», рис. 1, в. Если перемешивание продолжалось 60-90 мин – реализовалась структура, имеющая вид глобулярной, рис. 1, г. Относительно последней нужно отметить следующее: такая структура в принципе могла бы быть следствием определенного сечения розетки, то есть ниже плоскости шлифа все структурные компоненты соединяются между собой. Однако, если в розеточной морфологии форма соседствующих структурных компонентов выглядит согласованной (выпуклости одного соответствует вогнутость соседнего, рис. 1, в), то для «глобулярной» создается впечатление, что структурные элементы развивались независимо, рис. 1, г. Кроме того, если обратить внимание на морфологию в промежутках между начальной α -фазой, то становится заметно, что для дендритов (рис. 1, а) и розеток (рис. 1, б) эти промежутки заполнены эвтектикой, в то время как для «глобулярной» структуры (рис. 1, г) в промежутках можно заметить остаточную α -фазу.

Такое поведение можно пояснить следующим образом: при росте дендрита или сплошной розетки промежутки между ветвями ограничены с трех сторон, и в них на-

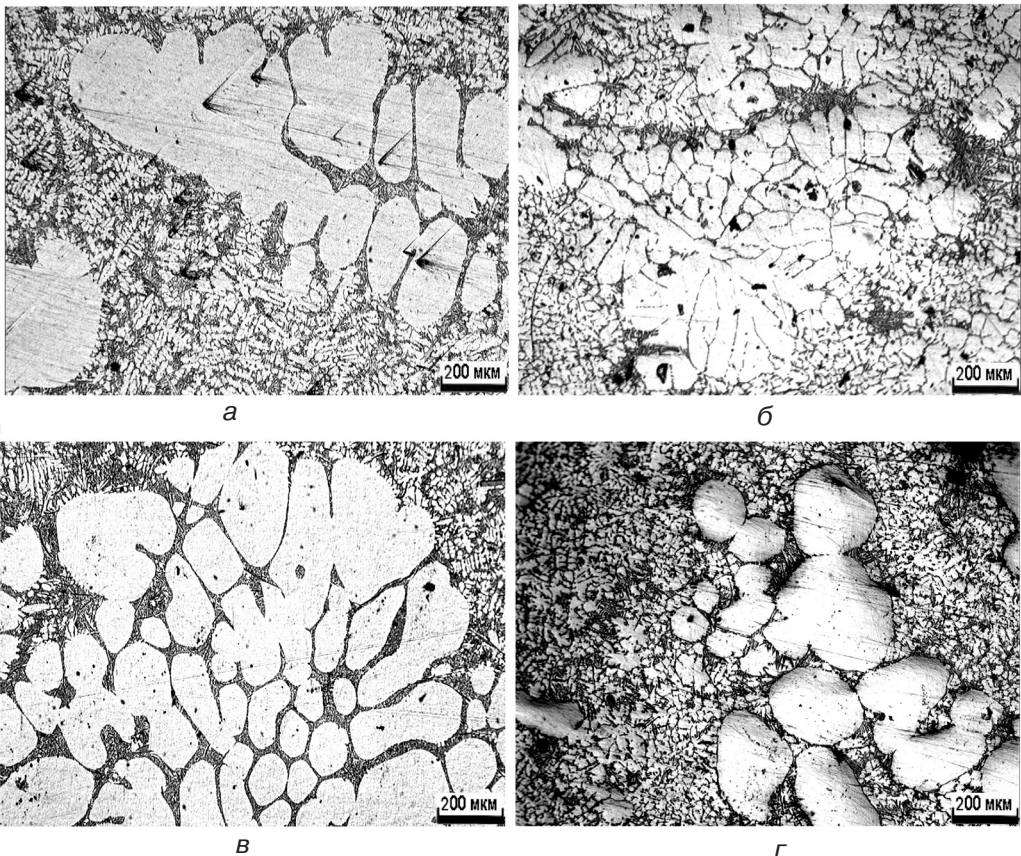


Рис. 1. Морфология начальной α -фазы: а – крупные огрубленные дендриты (эксп. № 14); б – розетки с длинными и тонкими ветвями (эксп. № 10); в – розетки с короткими и толстыми ветвями (эксп. № 32); г – «глобулярная» структура (эксп. № 5)

капливается обогащенный кремнием расплав (ликват), который при окончательном затвердевании дает эвтектику. Если же видимые на шлифе структурные компоненты растут независимо, то расплав между ними «чище» и имеет концентрацию, которая отличается от эвтектической, что на второй стадии предполагает выделение остаточной α -фазы. Однако подчеркнем, что данное объяснение является предположительным, и вопрос о «глобулярности» такой структуры требует дальнейших исследований.

Интересно отметить, что образцы, которые отбирались при температуре расплава 610 °С с непрерывным перемешиванием и без него, демонстрируют одинаковую морфологию начальной α -фазы. Это может служить свидетельством того, что перемешивание горячей мешалкой в процессе непрерывного охлаждения не оказывает заметного влияния на процессы зарождения и роста в этот период.

Морфология остаточной α -фазы

Морфология остаточной α -фазы, сформировавшейся после заливки расплава в жидкотвердом состоянии в форму, практически соответствовала ожидаемой на основе закономерностей, полученных в предыдущей работе [5], а именно – чем тоньше стенки стального кокиля, ниже температура заливки и самого кокиля, тем успешнее реализуется недендритная розеточная структура. В данном исследовании интервал температур заливки был ограничен областью 4-15 °С ниже температуры ликвидуса, поскольку расплав заливали из жидкотвердого состояния, причем доля твердой α -фазы должна была быть не слишком велика, чтобы обеспечить возможность перемешивания и заливки расплава. Условия этих экспериментов и характер полученных в результате структур указаны в табл. 2. Поскольку морфология начальной α -фазы в данном случае несущественная, условия ее образования опущены.

Таблица 2. Условия получения различной морфологии остаточной α -фазы

Толщина стенки кокиля, мм	$T_{\text{кокиля}}$, °С	$T_{\text{заливки}}$, °С	Номер образца	Морфология остаточной α -фазы
2	20-25	612	K2	мелкая розеточная
		605	K3	
		610	K5	
		608	K7	
10	220	608	K9	мелкая дендритная

На рис. 2, а, б приведены соответственно розеточная и дендритная морфологии остаточной α -фазы, которые сформировались при различных условиях заливки.

Следует также отметить еще два момента, характеризующих получаемые структуры. Во-первых, это соотношение остаточной α -фазы и эвтектики (рис. 3, а - г), которое также может влиять на механические свойства материала. Речь идет о том, что чем больше α -алюминия уйдет в состав начальной α -фазы, тем меньше его останется для остаточной, и таким образом на втором этапе соотношение остаточной α -фазы к эвтектике уменьшится (ее количество в эвтектической «матрице»). Во-вторых, относительно остаточной α -фазы существенным есть момент ее генезиса – является ли она «отростком» от начальной (рис. 3, в) и соответственно механически с ней связана, или же она представляет собой отдельные кристаллы, зародившиеся независимо от начальной (рис. 3, г). Представляется очевидным, что это должно существенно влиять на свойства получаемых отливок.

Таким образом, в рамках настоящей работы экспериментально продемонстрирована возможность управления структурой псевдокомпозитов для сплава АК7ч за счет комбинирования морфологий начальной и остаточной α -фаз. Отметим также, что на взгляд авторов формирование таких псевдокомпозитов принципиально воз-

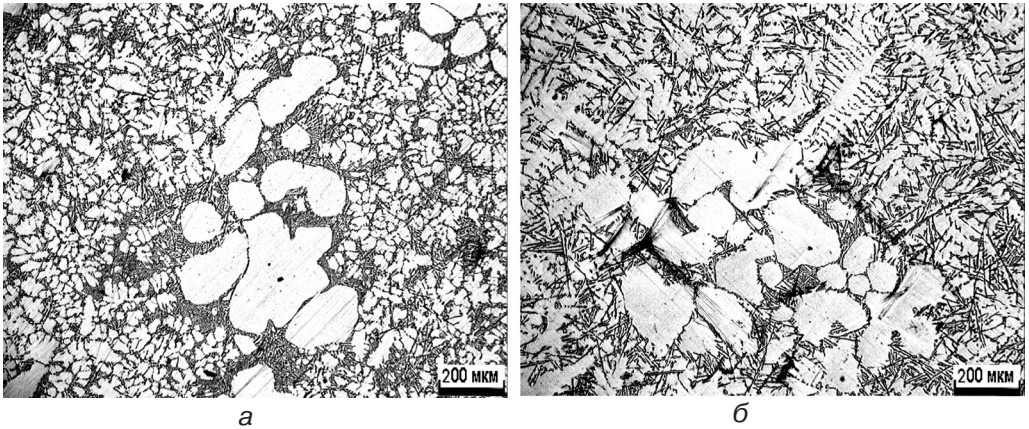


Рис. 2. Морфология остаточной α -фазы (крупные элементы в центре – начальная α -фаза): а – розеточная остаточная α -фаза (эксп. К2); б – дендритная остаточная α -фаза (эксп. К9)

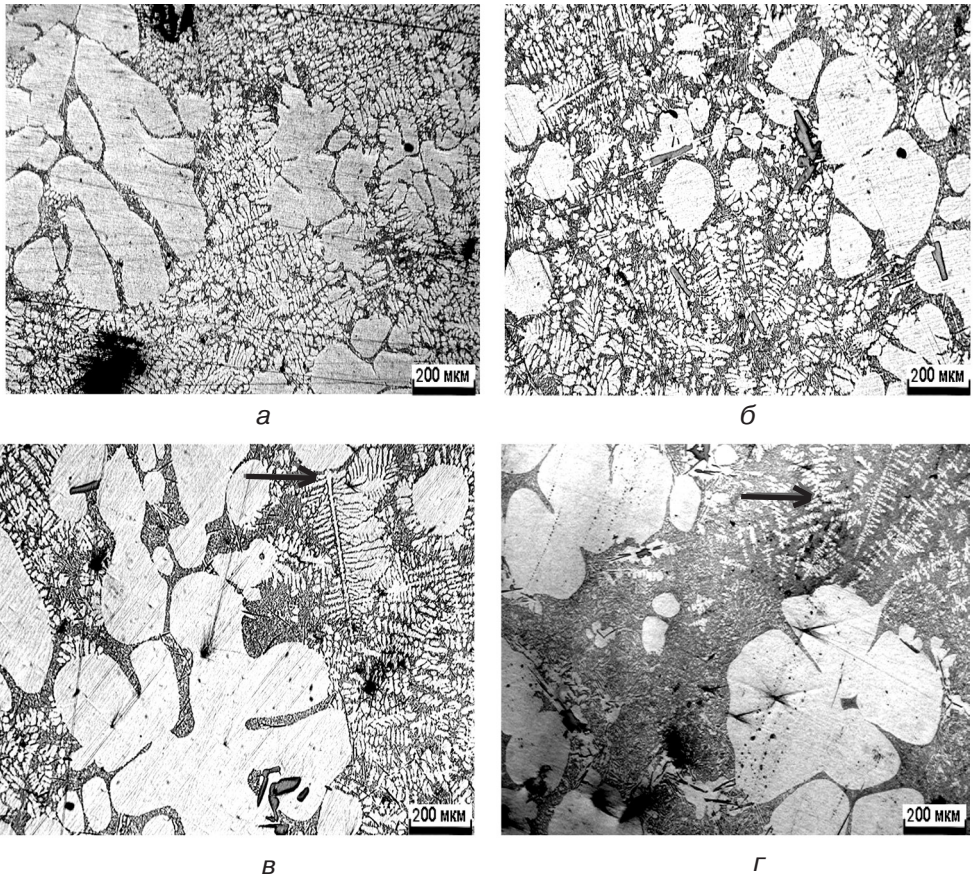


Рис. 3. Соотношение остаточной α -фазы (светлая мелкая) и эвтектики (темная): от а к г количество эвтектики увеличивается; стрелкой на рис. в показана дендритная вторичная фаза, произрастающая от первичной фазы; стрелкой на рис. г – вторичная дендритная фаза, зародившаяся независимо от первичной; а – эксперимент № 44, б – № 3, в – № 35, г – № 5

можно и для других сплавов, для которых характерно формирование как дендритной, так и розеточной морфологии, например сплавов на основе алюминия, меди, железа, кобальта и никеля [6].

Выводы

- Применение различных методов обработки расплава на первой стадии кристаллизации позволяет получить три различных типа морфологии начальной α -фазы – дендритную, розеточную и глобулярную
- Изменение условий заливки позволяет получить остаточную α -фазу в розеточном или дендритном виде.
- Установлены технологические режимы получения псевдокомпозитов с широкой палитрой возможных сочетаний морфологий начальной и остаточной α -фаз.



Список литературы

1. Неорганическое материаловедение. Материалы и технологии / Под ред. Г. Г. Гнесина, В. В. Скорохода. – Киев: Наук. думка, 2008. – Том 2, книга 1. – 854 с.
2. Цибрик А. Н. Новые технологические принципы получения отливок. – Киев: Наук. думка, 1984. – 130 с.
3. Fan Z. Semisolid Metal Processing // International Materials Review. – 2002. – Vol. 47, № 2. – P. 49-85.
4. Смутьский А. А., Семенченко А. И., Елов С. М. Термический анализ алюминиевых сплавов // Процессы литья. – 2002. – № 1. – С. 10-16.
5. Борисов А. Г. Розеткова та дендритна морфологія первинної фази при литті алюмінієвого сплаву в металевий кокіль // Металознавство та обробка металів. – 2010. – № 4. – С. 13-18.
6. 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.

Поступила 17.04.2012

Вниманию авторов!

Статьи, поступающие в редакцию, должны иметь аннотации и ключевые слова на русском, украинском и английском языках. 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.*

Статьи в редакции проходят научное рецензирование.