

А. Г. Борисов, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., e-mail: rogneda@ukr.net

В. Ю. Шейгам, науч. сотр., e-mail: onml@i.com.ua

В.М. Дука, мл. науч. сотр.

Т. Г. Цир, мл. науч. сотр.

А. Г. Вернидуб, гл. технолог

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ПРЯМОЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ МЕТОД РЕОЛИТЬЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИНКА И МЕДИ

Показано, что прямой термический метод может быть использован для цинковых и медных сплавов. Установлено, что закономерности, связывающие технологические особенности литья с морфологией первичной фазы, одинаковы для сплавов на основе цинка, алюминия и меди.

Ключевые слова: реолитье, прямой термический метод, морфология первичной фазы, розеточная структура.

Показано, що прямий термічний метод реолиття може бути використано для сплавів на основі цинку та міді. Встановлено, що закономірності, які пов'язують технологічні особливості лиття з морфологією первинної фази, однакові для сплавів на основі цинку, алюмінію та міді.

Ключові слова: реолитво, прямий термічний метод, морфологія первинної фази, розеткова структура.

It is shown that direct thermal method of rheocasting can be applied for alloys on Zn and Cu base. It is established that regularity of relationship between parameters of technology and morphology of primary phase are identical for alloys based on copper, aluminum and zinc.

Keywords: rheocasting, direct thermal method, morphology of primary phase, rosette-like structure.

В последнее время значительная часть производителей отливок из алюминиевых сплавов переходят от заливки литейных форм перегретым расплавом к литью сплавов в жидко-твердом состоянии [1, 2]. Главной идеей технологий литья частично закристаллизованных сплавов является заполнение полости литейной формы расплавом с определенным количеством твердой фазы, морфология которой существенно влияет как на процессы заполнения, так и дальнейшего затвердевания. При этом, как отмечается в [1], наиболее перспективным в практическом плане является использование такой жидко-твердой смеси, в которой кристаллическая фаза имеет недендритную, розеточную и/или глобулярную морфологию, которая формируется при определенных условиях.

Большинство методов получения недендритной морфологии развиваются уже более 20 лет. Основаны они на перемешивании расплава в частично закристаллизованном состоянии [3]. Для этого процесса требуется применение специального оборудования как для собственно перемешивания, так и температурной стабилизации системы. Однако, в последнее время появились публикации, в которых сообщается о возможности получения такой морфологии без перемешивания путем непосредственной заливки расплава в металлическую форму [4]. Такой способ литья авторы называли прямым термическим методом реолитья (ПТМ).

Следует отметить, что если для «классических» схем получения недендритной морфологии за счет перемешивания установлена возможность их применения для большого числа сплавов на основе алюминия, меди, железа, кобальта, никеля

[4], то в данное время эффективность представляющегося наиболее выгодным с экономической точки зрения метода ПТМ продемонстрирована исключительно для силумина А 356. В предыдущей работе [5] было проведено исследование влияния параметров ПТМ (температуры заливки, температуры формы и толщины стенки формы) на характер получаемой структуры для сплава АК7ч. Было установлено, что «наиболее недендритная» морфология формируется при заливке с минимальным перегревом холодной формы с минимальной толщиной стенок. В рамках настоящего исследования изучался вопрос о том, насколько общий характер носят эти закономерности, то есть имеют ли они место для случая других материалов – сплавов на основе цинка ЦА27 (ГОСТ 21437-95) и меди ЛЦ16К4 (ГОСТ 17711-93). Выбор сплава ЦА27 в качестве объекта для исследования основывался на том, что такой сплав применяется для изготовления подшипников скольжения, а, как показано в работе [6], характер внутризеренной морфологии сказывается на величине коэффициента трения. Что касается сплава ЛЦ16К4, то он используется [7] для изготовления сложных по конструкции деталей приборов и арматуры, подвергающихся гидровоздушным испытаниям, и деталей, работающих в среде морской воды. А коррозионная активность металлов [8] в значительной мере определяется состоянием их поверхности, его химической, кристаллической и структурной неоднородностью.

Таким образом, исследование в данной работе возможности формирования для этих сплавов как дендритной, так и недендритной морфологии, имеет практическую перспективу.

Химический состав сплава ЦА27 уточнялся рентгеноспектральным анализом (РЭММА-102) и составлял: Al – 27,5, Si – 0,4, Cu – 0,7 %мас., остальное – Zn. Температура ликвидуса определялась методом термического анализа и составляла 462 °С. Заливка осуществлялась в стальную форму, внутренний диаметр которой составлял 22, высота – 40, толщина стенки – 2 мм. Плавка металла проводилась в печи сопротивления в чугунном тигле, поверхность которого для предотвращения взаимодействия с расплавом обмазывалась огнеупорной смесью на основе карбида кремния. Сплав в плавильной печи перегревался на 15–20 °С относительно желаемой температуры заливки. Расплав отбирался заливочным ковшом со стационарно установленной термопарой. При достижении в ковше требуемой температуры осуществлялась заливка.

Проведена серия экспериментов, параметры которых приведены в табл. 1.

Таблица 1
Условия экспериментов по заливке сплава
на основе цинка

Номер эксперимента	Заливка в	T заливки, °С	T кокиля, °С	Перегрев над T_L , °С
7	кокиль холодный	470	20	8
6	кокиль холодный	660	20	198
8	кокиль горячий	470	300	8
9	кокиль горячий	607	300	145

Химический состав сплава меди с цинком ЛЦ16К4 также определялся рентгеноспектральным анализом (РЭММА-102) и составлял: Cu – 79,1, Zn – 15,8, Si – 3,2%мас., остальное – примеси. Температура ликвидуса, определенная методом термического анализа, равнялась 936 °С. В качестве литейной формы использовалась стальная трубка с внутренним диаметром 20 и высотой 50 мм. Толщина стенки составляла 1 мм. Конструкция формы приведена на рис. 1. Трубка 1 устанавливалась в кольцевое гнездо глубиной 4 мм, выполненное в опорной пластине из легковесного огнеупорного шамотного кирпича ШЛ-04 (ГОСТ 8691-93). Для герметизации трубки в гнезде дно набивали карбидом кремния толщиной 3–4 мм. Полученную конструкцию прока-

ливали в печи при температуре 500 °С в течение одного часа. Плавка исходного металла проводилась в индукционной печи в графитовом тигле. Были проведены два типа экспериментов. В первом случае сплав нагревали в печи до 980–1000, что на 54–64 °С выше температуры ликвидус, после чего расплав переливался в ковшик с установленной термопарой. При достижении в нем температуры 941 °С (что соответствовало перегреву 5 °С над ликвидусом) металл заливался в форму, которая имела комнатную температуру. В следующем эксперименте сплав в индукционной печи нагревался до температуры 1080–1100 °С (что соответствовало перегреву 144–164 °С над ликвидусом) и заливался в форму, предварительно прогретую в печи сопротивления до температуры 600 °С.

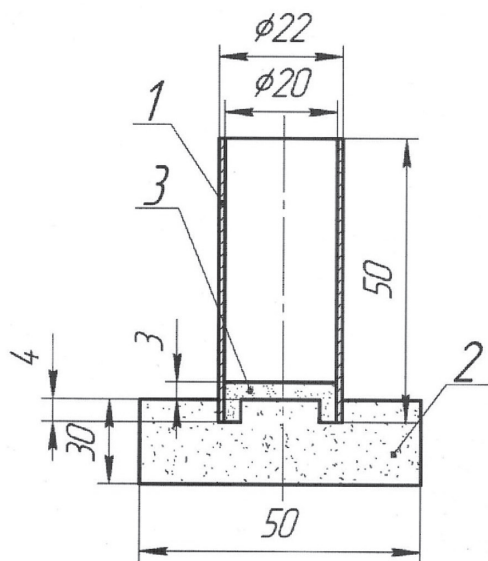


Рис. 1. Литейная форма: 1 – стальная трубка; 2 – основание 50x50x30 мм; 3 – набивка SiC

На рис. 2. представлены структуры образцов сплава ЦА-27, полученные при различных условиях заливки, как с дендритной (рис. 2, а, б), так и недендритной (рис. 2, в, г) морфологией. Аналогичную картину можно видеть на рис. 3 для сплава ЛЦ16К4.

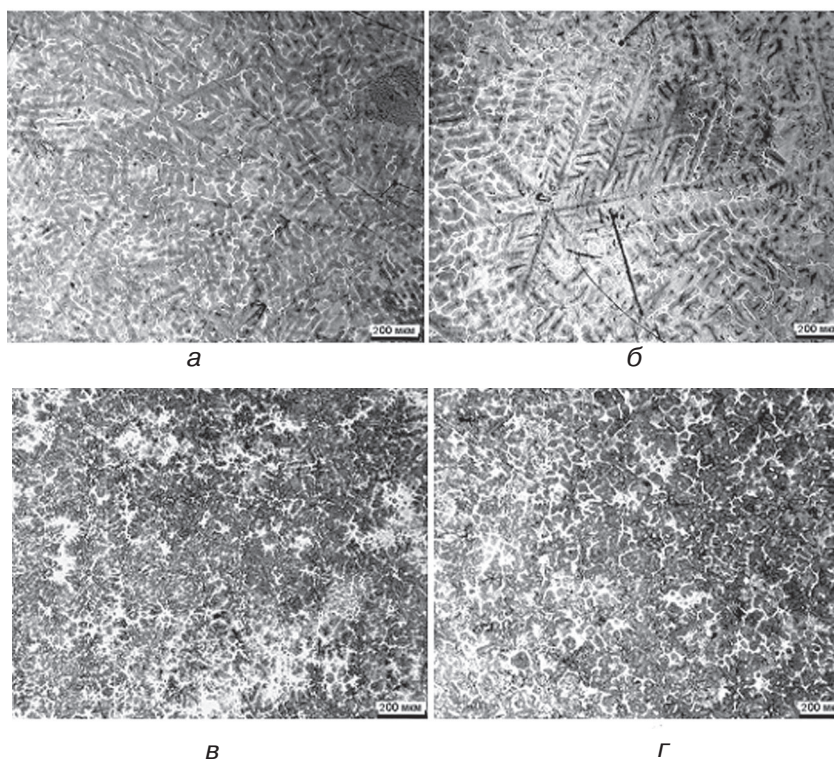


Рис. 2. Морфология сплава на основе цинка, полученная при различных условиях заливки: а – $T_{\text{перегрева}} 198$, $T_{\text{кокиля}} 20$ °С; б – $T_{\text{перегрева}} 145$, $T_{\text{кокиля}} 300$ °С; в – $T_{\text{перегрева}} 8$, $T_{\text{кокиля}} 20$ °С; г – $T_{\text{перегрева}} 8$, $T_{\text{кокиля}} 300$ °С

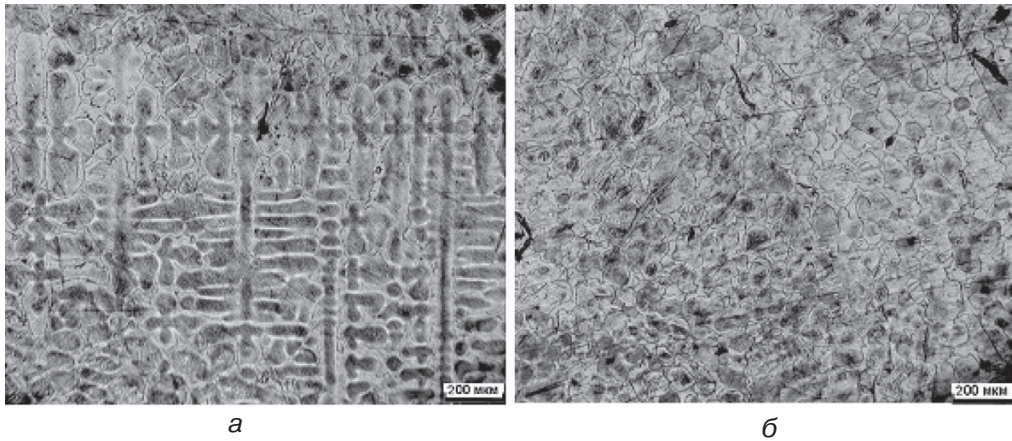


Рис. 3. Морфология сплава на основе меди, формирующаяся при различных условиях заливки: а – $T_{\text{перегрева}} = 150$; $T_{\text{кокиля}} = 600$; б – $T_{\text{перегрева}} = 5$; $T_{\text{кокиля}} = 20$ °С

Полученные результаты обобщены в табл. 2, где приведены также данные о применении метода ПТМ для силумина АК7ч [5].

Таблица 2
Зависимость характера морфологии отливок от условий заливки для различных сплавов

Тип морфологии	Сплав на основе цинка ЦА-27, $T_L = 462$ °С		Сплав на основе алюминия АК7ч, $T_L = 616$ °С		Сплав на основе меди ЛЦ16К4, $T_L = 936$ °С	
	перегрев, °С	$T_{\text{кокиля}},$ °С	перегрев, °С	$T_{\text{кокиля}},$ °С	перегрев, °С	$T_{\text{кокиля}},$ °С
недендрит	8	20	4	20	5	20
недендрит	8	300	4	400	–	–
дендрит	198	20	243	20	–	–
дендрит	145	300	135	400	150	600

Как видно из табл. 2, условия получения как дендритной, так и недендритной морфологии, при ПТМ практически совпадают для систем, существенно различающихся температурой ликвидус. Основным фактором, ответственным за характер формирующихся структур, следует считать величину перегрева. Температура формы, по крайней мере для толщин стенок 1–2 мм, оказывает незначительное влияние.

Таким образом, наиболее благоприятными условиями для формирования недендритной морфологии при ПТМ для сплавов на основе цинка и меди при наших экспериментальных условиях являются: минимальная температура заливки; минимальная температура кокиля; минимальная толщина стенки кокиля.

Прямой термический метод ПТМ может быть использован для реолитья цинковых и медных сплавов. Закономерности, связывающие условия заливки с морфологией первичной фазы, одинаковы для сплавов на основе цинка, алюминия и меди.



Список литературы

1. Олейник Л. В. Обзор методов производства тиксотропных материалов // Технология легких сплавов. – 2001. – № 3. – С. 22–29.
2. Kirk Wood D. H. Semisolid metal processing // International Material Reviews. – 1994. – Vol. 39. – no. 5. – pp. 73–189.
3. Fan Z. Semisolid metal processing // International Materials Reviews. – 2002. – Vol. 47. – no. 2. – pp. 49–85.
4. Browne D. I., Hussey M. J., Carr A. J., Brabaso D. Int. J. of Cast Met. Res. 4, 2003, no.4.
5. Борисов А. Г. Розеткова та дендритна морфологія первинної фази при литті алюмінієвого сплаву в металевий кокіль // Металознавство та обробка металів. – 2010. – № 4: 13.
6. Ji S. The Fragmentation of primary dendrites shearing in semisolid processing// Journal of material science. – 2003. – Vol. 38. – pp. 1559–1564.
7. ГОСТ 17711-93. Сплавы медно-цинковые (латуни), литейные. Марки.
8. URL: CHem 2/ info/ info/1274243/.



References

1. Oleinik, L. V. (2001) Obzor metodov proizvodstva tiksotropnykh materialov [Overview of methods for the production of thixotropic materials]. Tekhnologiya legkikh splavov, no. 3, pp. 22–29 [in Russian].
2. Kirk Wood, D. H. (1994) Semisolid metal processing. International Material Reviews, Vol. 39, no. 5, pp. 173–189. [in English].
3. Fan, Z. (2002) Semisolid metal processing. International Materials Reviews, Vol. 47, no. 2, pp. 49–85. [in English].
4. Browne, D. I., Hussey, M. J., Carr, A. J., Brabason, D. (2003) Int. J. of Cast Met. Res., 4, no. 4. [in English].
5. Borisov, A. G. (2010) Rosetkova ta dendritna morfologiya pervynnoi phazy pry lytti aluminievogo splavu v metalevyi kokil [Root and dendrite morphology of the primary phase when casting an aluminum alloy in a metal coil]. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, no. 4: 13. [in Ukraine].
6. Ji, S. (2003) The Fragmentation of primary dendrites shearing in semisolid processing. Journal of material science, Vol. 38, pp. 1559–1564 [in Russian].
7. GOST 17711-93. Splavy medno-tsinkovye (latuni), liteynye. Marki. URL: CHem 2/ info/ info/1274243/. [in Russian].
8. URL: CHem 2/ info/ info/1274243/. [in Russian].

Поступила 24.05.2017