



Н.К. Толочко, Ю.А. Шиенок

## Литье металлов в твердожидком состоянии

подавляющее число деталей различных конструкций, машин и механизмов изготавливают методами литья [1]. Традиционные технологии литья в жидком состоянии не позволяют обеспечить однородную мелкозернистую структуру в объеме массивного слитка. В этом отношении более эффективны получившие распространение в последние годы технологии литья в твердожидком состоянии, когда в литейную форму подается не расплав, а суспензия, формируемая предварительно путем частичной кристаллизации расплава (реолитье) либо частичного плавления металла (тиксолитье) [2–4]. Обычно используемые методы твердожидкого литья применимы лишь для ограниченного круга материалов, а именно: для сплавов (преимущественно на основе алюминия), имеющих значительную область температур солидус – ликвидус.

Более широкими возможностями обладают модифицированные варианты методов твердожидкого литья, основанные на применении в качестве исходного материала специально приготовленных частиц (гранул), которые составляют основу структуры формируемого слитка, определяя тем самым его механические свойства [5, 6]. Эти методы позволяют получать слитки из различных металлических материалов, имеющих как широкую, так и узкую температурную область солидус – ликвидус, а также фиксированную точку кристаллизации – плавления, включая чистые металлы. Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию особенностей реализации этих методов на примере получения литых материалов на основе алюминия.

При проведении экспериментов в качестве исходных материалов использовали два вида алюминиевых сплавов, имевших различный состав и, соответственно, различные характерные температуры, которые определялись экспериментально (табл.). Сплав первого вида был наиболее близок по составу к чистому алюминию и характеризовался наличием фиксированной точки плавления – кристаллизации ( $T_m = T_c$ ) (далее этот сплав именуется как алюминий). Сплав второго вида содержал значительное количество добавок и характеризовался ярко выраженным температурным диапазоном солидус – ликвидус ( $T_s - T_L$ ).

Таблица

Характеристика исходных материалов

Химический состав	Характерные температуры
≈98% Al, остальное Mn, Mg, Si, Cu	$T_m = T_c = 658^\circ\text{C}$
≈93% Al, остальное Mn, Mg, Si, Cu	$T_s = 600^\circ\text{C}, T_L = 630^\circ\text{C}$

В первой серии экспериментов частицы алюминия (нарезанные куски алюминиевой проволоки со средним размером 3,5 мм) располагали в один плот-

ноупакованный слой на дне стальной литейной пресс-формы с цилиндрической полостью диаметром 32 мм, после чего в нее заливали расплав либо алюминия, либо алюминиевого сплава. Частицы непосредственно перед погружением в форму подвергали травлению для снятия с их поверхности окисной пленки. Расплав непосредственно перед заливкой перегревали и заливали в форму, находящуюся в нагретом состоянии (для нагревания использовали электрическую печь). Перегрев расплава и нагрев формы осуществляли с целью предотвращения преждевременной кристаллизации расплава до момента окончательного заполнения им пространства между частицами (а также между частицами и стенками формы), так как в этом случае создаются необходимые условия для формирования сплошной структуры слитка. Литье проводили под давлением с помощью стального поршня в виде цилиндра диаметром 29 мм (масса 400 г), который, погружаясь в полость формы, вызывал перегруппировку частиц, повышая компактность их упаковки, и ускорял миграцию расплава в межчастичном пространстве, т.е. повышал эффективность процесса инфильтрации. Кроме того, поршнем выдавливались излишки расплава за пределы формы (через зазоры между поршнем и стенками формы). Температура расплава и температура частиц (температура формы) являлись критическими параметрами процесса литья, оптимальные значения которых определялись эмпирически (с учетом прочих параметров процесса). В данных экспериментах типичными были следующие значения температур: 700°C для расплава (что выше  $T_m$  и тем более  $T_L$ ) и 500°C для формы (что ниже  $T_S$  и тем более  $T_m$ ). При более низких температурах расплава и частиц возникала опасность преждевременной кристаллизации расплава в результате его ускоренного охлаждения. Наоборот, при более высоких температурах могли развиваться нежелательные процессы плавления частиц.

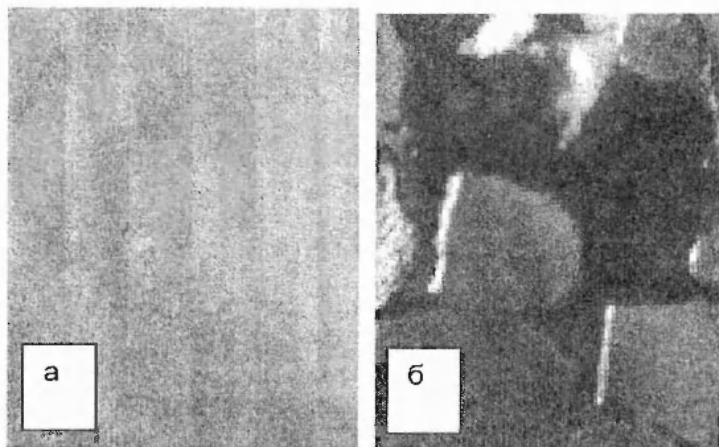
Во второй серии экспериментов, во многом аналогичной первой по технике исполнения, частицы алюминия располагали в форме, укладывая их в один плотноупакованный слой между двумя аналогичными слоями частиц (либо между двумя пластинами) алюминиевого сплава, размещенными снизу и сверху слоя частиц алюминия. Подготовленный таким образом исходный материал нагревали до 620°C (что выше  $T_S$ , но ниже  $T_L$  и тем более  $T_m$ ) с выдержкой при данной температуре в условиях давления. В указанных условиях частицы (пластины) алюминиевого сплава расплавились, в то же время как частицы алюминия оставались в твердом состоянии. Следует отметить, что плавление частиц (пластин) алюминиевого сплава было неполным, так как оно происходило в пределах температурного интервала солидус – ликвидус. В результате такого плавления возникала суспензия, состоящая из расплава и нерасплавленных фрагментов частиц (пластин) алюминиевого сплава. В свою очередь, в объеме этой суспензии распределялись частицы алюминия. Таким образом, формировалось сложное твердожидкое состояние литейного материала.

В экспериментах обеих серий по завершению кристаллизации расплава формировалась литая структура, которая содержала исходные частицы (армирующий компонент) из алюминия, распределенные в закристаллизованном объеме (матрице) из алюминия (в первой серии) либо алюминиевого сплава (как в первой, так и во второй серии).

Металлографический анализ полученных образцов позволил выявить ряд особенностей их структуры в зависимости от условий литья.

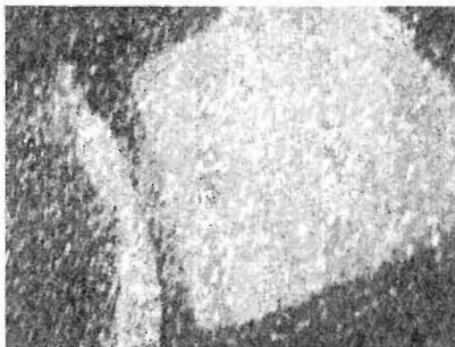
В экспериментах первой серии при одних и тех же режимах литья в случае расплава алюминиевого сплава образцы имеют сплошную монолитную структуру по всему объему (рис. 1, а), что объясняется сравнительно высокими литейными свойствами сплава, в случае же расплава алюминия в структуре образцов наблюдаются дефекты в виде пустот (раковин) (рис. 1, б), что явля-

ется результатом неполного проникновения расплава в поры между частицами.



**Рис. 1. Сплошная структура слитка (а) и дефектная структура слитка, содержащая раковины, образованные в результате неполного заполнения расплавом пространства между частицами (б)**  
(шлифы в плоскости, параллельной слою частиц; без травления)

Из анализа образцов, подвергнутых травлению, следует, что в образцах, содержащих и армирующие, и матричные компоненты из алюминия, практически не наблюдается различий в кристаллическом строении компонентов обоих типов. В противоположность этому в образцах, содержащих армирующий компонент из алюминия, а матричный компонент из алюминиевого сплава, имеют место заметные различия в кристаллическом строении компонентов разных типов, которые отчетливо проявляются благодаря избирательному характеру их травления (рис. 2).



**Рис. 2. Различия в структуре различных компонентов слитка, выявленные в результате травления**  
(шлиф в плоскости слоя частиц, светлые участки – исходные частицы алюминия, темные участки – закристаллизованный расплав алюминиевого сплава)

В экспериментах второй серии образцы имеют сплошную монолитную структуру по всему объему (рис. 3), что в данном случае объясняется не столько литейными свойствами суспензии, имеющей более высокую вязкость по сравнению с чистым расплавом, сколько особыми условиями образования суспензии – она возникает в непосредственном окружении «тугоплавких» частиц алюминия в результате плавления примыкающих к ним частиц (пластин) «легкоплавкого» алюминиевого сплава.

Вследствие избирательного характера травления здесь также имеют место заметные различия в кристаллическом строении компонентов разных типов,

подобные тем, которые наблюдались для аналогичных образцов в первой серии экспериментов (рис. 4).



Рис. 3. **Сплошная структура слитка** (центральный участок, обозначенный линиями, приблизительно соответствует расположению исходных частиц; шлиф в плоскости, перпендикулярной слою частиц; без травления)



Рис. 4. **Различия в структуре различных компонентов слитка, выявленные в результате травления** (шлиф в плоскости слоя частиц, светлые участки – исходные частицы алюминия, темные участки – закристаллизованный расплав алюминиевого сплава)

Во всех образцах нет явно выраженных разделительных границ между армирующими, и матричными компонентами, что свидетельствует о прочности связи между ними.

Выше отмечалось, что образцы, содержащие и армирующие, и матричные компоненты из алюминия, практически не имеют различий в кристаллическом строении компонентов обоих типов. Это можно объяснить не только одинаковым химическим составом материала разных компонентов, но и подобным характером формирования их структуры в процессе кристаллизации.

Однако в общем случае условия формирования структуры исходных частиц и матрицы могут существенно отличаться друг от друга. Как следствие, будут отличаться друг от друга и сами структуры, сформированные при различных условиях.

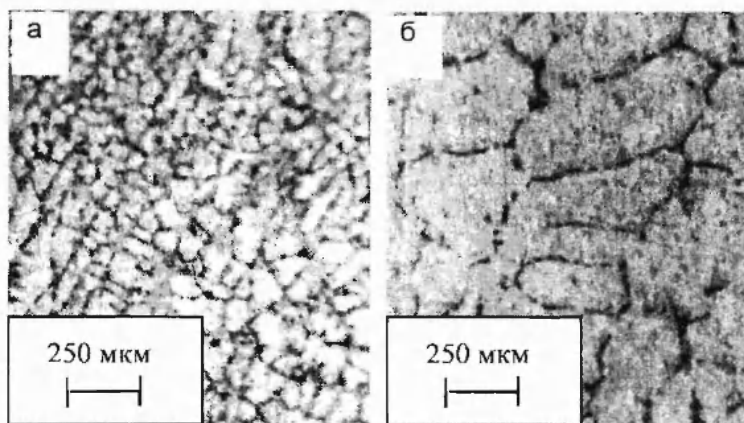


Рис. 5. **Мелкозернистая (а) и крупнозернистая (б) структуры литого материала, полученные соответственно в результате быстрой и медленной кристаллизации расплава (травленные шлифы)**

Подтверждением тому являются результаты сравнительного анализа структуры частиц алюминия, полученных при различной скорости охлаждения расплава. Для проведения соответствующих экспериментов использовали частицы алюминия со средним размером 2,5 мм, которые превращали в капли расплава в результате нагревания в печи до 750°C. Затем капли кристаллизовались в различных температурных условиях: одни капли извлекались из печи и быстро охлаждались в холодной воде, другие – продолжали оставаться в печи и охлаждались медленно по мере остывания печи после ее отключения. Полученные таким образом частицы имели различную зернистость в зависимости от условий кристаллизации: в случае быстрой кристаллизации средний размер зерен составлял 50 мкм, в то время как в случае медленной кристаллизации – 350 мкм (рис. 5).

Хорошо известно, что механические свойства металла тем выше, чем мельче его зернистость [7]. Однако практически трудно или невозможно обеспечить формирование мелкозернистой структуры по всему объему массивных образцов, получаемых в ходе кристаллизации расплава. Решить эту проблему позволяют рассмотренные выше методы литья в твердожидком состоянии. Действительно, используя в качестве исходного материала специально приготовленные небольшие частицы с мелкозернистой структурой, можно получать объемные слитки, структура которых определяется в основном структурой содержащихся в них частиц, играющих роль армирующих компонентов. Содержание частиц в объеме слитка может достигать до 70% и выше в зависимости от условий их упаковки. Как следствие, полученные таким образом литые материалы будут иметь высокие механические свойства. Особенности формирования мелкозернистой структуры в массивных образцах литых материалов на основе рассмотренных методов являются предметом дальнейших исследований.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Технология металлов и материаловедение / **Б.В. Кнорозов, Л.Ф. Усова, А.В. Третьяков и др.** – М., 1987. – 800 с.
2. **Flemings M.C.** Behaviour of metal alloys in the semisolid state // *Metall. Trans. B.* 1991, V. 22. – P. 269–293.
3. **Young K.P.** Semi-solid metal forming alloys and composites // *Proc. Symposium on Nature and Properties of Semi-Solid Materials*, Sekhar J.A. and Dantzing J.A. (eds.). TMS, Warrendale, PA, 1992. – P. 245–266.
4. **Kirkwood D.H.** Semisolid metal processing // *Int. Mat. Rev.* 1994, V. 39. – P. 173–189.
5. **Толочко Н.К., Шивнок Ю.А., Мьяльдун А.З., Мозжаров С.Е.** Рео- и тиксокомпактирование – новые подходы к литью материалов в твердожидком состоянии // *Литье и металлургия*, 2003, № 2. – С. 39–46.
6. **Толочко Н.К., Шивнок Ю.А., Мьяльдун А.З., Мозжаров С.Е.** Получение композиций методами литья материалов в твердожидком состоянии. Конструкции из композиционных материалов, 2003, № 4. – С. 20–29.
7. *Физическое материаловедение: В 3 т. / Под ред. Р.У. Канна, П. Хаазена.* – Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми свойствами. – М., 1987. – 624 с.

## S U M M A R Y

*New technical approaches to semisolid casting are considered using aluminum and aluminum alloys as feedstock materials. The structure of the ingots obtained is investigated depending on the casting conditions. The potential possibilities of the methods proposed to produce the bulk ingots with fine-grained structure are discussed.*

*Поступила в редакцию 28.10.2004*