

УДК 669.715.018

С.П. Задруцкий, Б.М. Немененок, Г.А. Румянцева, А.П. Бежок
Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЭВТЕКТИКИ СТРОНЦИЕМ НА ПОРИСТОСТЬ СИЛУМИНОВ

Получение качественных конкурентоспособных отливок из силуминов невозможно без модифицирования их эвтектики. Применяемые для этих целей натрийсодержащие флюсы не всегда обеспечивают требуемый уровень механических свойств, ухудшают жидкотекучесть и обладают кратковременным модифицирующим эффектом. Поэтому на практике натрийсодержащие флюсы стараются заменить модификаторами длительного действия, в частности стронцием. Последний обладает рядом существенных преимуществ по сравнению с натрием и обеспечивает стабильный модифицирующий эффект, сохраняющийся в течение нескольких часов и при повторных переплавах [1, 2]. Вместе с тем многие исследователи указывают, что стронций усиливает пористость из-за повышенного газосодержания лигатуры алюминий-стронций, которая после ввода в расплав силумина является источником водорода и повышает его газосодержание, а в дальнейшем способствует развитию газоусадочной пористости [2-4]. Действительно, применение алюминий-стронциевой лигатуры, предварительно рафинированной вакуумированием [3] или прошедшей быструю кристаллизацию после обработки аргоном или серой [2, 4], обеспечивает пониженный уровень газосодержания модифицированного силумина. При этом плотность немодифицированного сплава всегда остается выше, чем у модифицированного, независимо от скорости охлаждения отливки и количества модификатора (рис. 1). Следует отметить, что с увеличением скорости охлаждения отливки негативное влияние модифицирования стронцием на плотность отливок уменьшается.

Для выяснения причин образования пористости в модифицированных силуминах проводили исследования на сплавах системы Al-Si с содержанием кремния от 0 до 14% по методике, описанной в работе [5]. Для модифицирования использовали лигатуры «А» и «Б» на основе алюминия с расчетным содержанием стронция 10%.

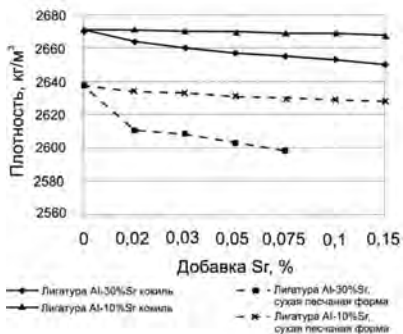
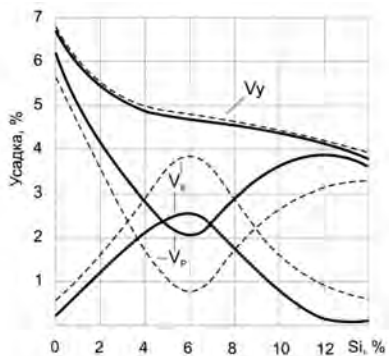


Рис. 1. Влияние добавок Sr на плотность сплава АК 12 при литье в кокиль и сухую песчаную форму

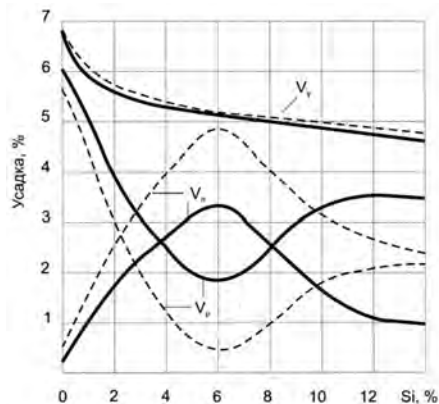
Газосодержание лигатуры «А» составляло $0,12 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла, лигатуры «Б» – $0,45 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Полученные результаты по распределению параметров усадки в зависимости от содержания кремния в немодифицированном силумине хорошо согласуются с данными работы [6] и теоретическими представлениями о кристаллизации двойных сплавов. При этом четко прослеживается положительное влияние скорости охлаждения на величину усадочной раковины (V_p) для всех исследованных составов сплавов (рис. 2).



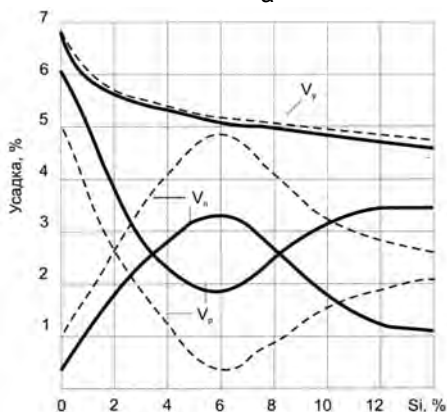
металлическая форма – сплошная линия;
сухая песчаная форма – пунктир

Рис. 2. Зависимость объемной усадки сплавов системы Al-Si от содержания кремния

Модифицирование силуминов лигатурами «А» и «Б» существенно изменяет зависимость параметров усадки от содержания кремния в силуминах по сравнению с исходными составами сплава (рис. 3, а, б).



а



б

Рис. 3. Зависимость объемной усадки сплавов системы Al-Si, модифицированных 0,05% Sr лигатурами «А» (а) и «Б» (б), от содержания кремния

Характер изменений практически не определяется типом лигатуры (рафинированная «А» или газонасыщенная «Б»). Для всех составов и типов лигатур возрастает величина усадочной пористости V_n , хотя и в разной степени. В случае обработки силуминов с содержанием 6% Si лигатурой «А» величина усадочной пористости

при литье в сухую песчаную форму составила 4,8% (см. рис. 3, а), что выше, чем у исходного сплава (см. рис. 2), но ниже, чем после ввода в сплав лигатуры «Б», для которого данный показатель составил 4,90% (см. рис. 3, б). Увеличение скорости охлаждения отливок уменьшает различие в величине усадочной пористости в зависимости от способа ввода стронция, однако общая закономерность сохраняется (см. рис. 3, а, б). Подобное различие в величине усадочной пористости наблюдается для всех исследованных составов в случае ввода лигатуры «А» и «Б». При этом четко прослеживается более эффективное увеличение усадочной пористости от процесса модифицирования. Использование газонасыщенной лигатуры «Б» по сравнению с лигатурой «А» незначительно усиливает пористость в отливках.

Увеличение доли усадочной пористости в силуминах при вводе в них Sr, Li, Ca и Na отмечается также авторами работ [1, 2, 4, 7, 8] и может быть объяснено следующими причинами.

Во-первых, Li, Na, K, Ca, Sr и Ba уменьшают плотность алюминиевого расплава, увеличивают температурный коэффициент объемного расширения и, как следствие, величину его усадочной пористости при кристаллизации, приводящей к увеличению пористости отливок. По данным авторов работы [7], добавка 0,05 % Na в сплав АК12 увеличивает удельный объем сплава при кристаллизации с 4,50 до 6,58%, а модифицирование сплава 0,05% Li повышает ΔV до 7,17%.

Другая причина повышения пористости – это более высокое газосодержание сплавов, т.к. щелочные и щелочноземельные металлы, поглощенные расплавом при модифицировании, увеличивают насыщение расплава водородом, который при затвердевании отливок может диффундировать в образующиеся усадочные поры и препятствовать их «залечиванию» расплавом. Для объяснения данного факта можно использовать доводы авторов работы [9], которые полагают, что уровень растворимости водорода в жидком силумине определяется относительным объемом металлизированной зоны и концентрацией в ней кремния. Любая обработка расплава, увеличивающая относительный объем металлизированной зоны при условии сохранения состава, будет приводить к увеличению газонасыщенности сплава. Развивая это положение, можно объяснить причину повышения газосодержания модифицированных сплавов, так как Na и Sr способствуют металлизации связи Si-Si, что подтверждается снижением удельного электросопротивления модифицированного сплава [2, 10].

В-третьих, расширение зоны усадочной пористости в модифицированных силуминах тесно связано с увеличением интервала кристаллизации. Анализ термограмм затвердевания, полученных с помощью установки «Термозонд», показал, что независимо от способа ввода стронция температура ликвидус модифицированного сплава не отличается от немодифицированного, а температура солидус снижается на 9-12 °С по сравнению с температурой эвтектического превращения в системе Al-Si для равновесных условий (см. таблицу).

Температуры ликвидус и солидус в сплавах системы Al-Si и Al-Si-0,05 % Sr в зависимости от содержания кремния

Содержание кремния в сплаве, %	Система Al-Si				Система Al-Si-0,05% Sr			
	T _{лик} , °С	T _{соп} , °С	Интервал кристаллизации, °С	Переохлаждение при кристал. эвтек., °С	T _{лик} , °С	T _{соп} , °С	Интервал кристаллизации, °С	Переохлаждение при кристал. эвтек., °С
0	–	659,7	–	–	–	659,7	–	–
4,0	633,0	574,0	59,0	3,0	632,7	567,4	65,3	9,6
6,0	622,1	573,9	48,2	3,1	621,9	566,6	55,3	10,4
8,0	605,9	573,8	32,1	3,2	605,9	566,0	39,9	11,0
10,0	587,9	573,9	14,0	3,1	588,0	565,7	22,3	11,3
12,0	579,0	573,9	5,1	3,1	578,0	565,0	13,0	12,0
14,0	578,0	574,0	4,0	3,0	–	565,0	–	12,0

Поэтому модифицированный сплав для всех концентраций кремния всегда имеет более широкий интервал кристаллизации по сравнению с немодифицированным, а следовательно, и иное соотношение слагаемых объемной усадки [2, 5]. По мнению авторов работы [7], объем усадочной пористости может увеличиваться за счет уменьшения на 50 % объема концентрированной усадочной раковины.

В-четвертых, повышенная склонность модифицированных силуминов к образованию усадочной пористости во многом определяется изменением механизма кристаллизации. Немодифицированные силумины кристаллизуются, как правило, последовательно – от стенки формы к центру отливки или ее тепловому узлу с небольшим переохлаждением эвтектики относительно температуры равновесного солидуса (577°С). Величина переохлаждения в этом случае составляет ~ 3,0°С, а для сухой песчаной формы и того меньше.

При кристаллизации модифицированных силуминов преобладает объемно-последовательный механизм, когда часть расплава кристаллизуется последовательно от стенки формы, а основная масса сплава в результате подавления центров кристаллизации эвтектических колоний начинает кристаллизоваться с переохлаждением 9–12°С (см. таблицу). Вследствие нейтрализации натрием или стронцием центров кристаллизации эвтектические колонии растут в форме сферолитов и могут достигать до 10 мм в диаметре, образуя при смыкании изолированные поры, которые не пропитываются остатками жидкого расплава. Кроме того, у модифицированного сплава процесс «массового питания» прекращается раньше, чем у немодифицированного, а «интеркристаллитное» питание не в состоянии их залечить. Поэтому в отливках, полученных в песчаных формах, модифицирование укрупняет размер пор и рассредотачивает их по всему объему. При этом расширяется диапазон размеров пор. Если в немодифицированном сплаве Al-8%Si преобладали поры размером 25–30 мкм и максимальный размер пор составлял 250–270 мкм, то после ввода лигатуры «А» максимальные поры достигали 330–350 мкм, а наибольшее количество пор приходилось на размер 35–40 мкм. В случае обработки этого же сплава лигатурой «Б» максимальный размер пор в образцах, отлитых в песчаную форму, составил 350–360 мкм при основном количестве пор с размером 40–50 мкм. На образцах, отлитых в металлическую форму после модифицирования лигатурами «А» и «Б», преобладают более мелкие поры размером 5–10 мкм. При использовании лигатуры «Б» количество пор на 1 мм² площади шлифа примерно на 10–15 % больше, чем после обработки лигатурой «А». Это можно объяснить тем, что при увеличении скорости охлаждения остается меньше времени на диффузию водорода в расплав и за счет возрастающей вязкости поры получаются более мелкими [5].

Полученные результаты свидетельствуют о том, что решающая роль в развитии газоусадочной пористости принадлежит не газосодержанию лигатуры, а изменению процесса кристаллизации. В подтверждение сделанных выводов можно привести результаты работы [7], полученные на сплаве АМг6. Под влиянием добавок лития в сплаве сильно уменьшилась усадочная раковина и увеличилась пористость до 6%, что невозможно объяснить только образованием газовых пор. Допуская, что содержание водорода в сплаве АМг6 с 0,01–0,10% лития при 750 °С составляет 0,5 см³/100 г, а его растворимость в твердом сплаве при температуре

солидуса не менее $0,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, то максимальное количество водорода, которое выделится при кристаллизации сплава, не превысит, согласно работе [9], $0,3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Объем этого количества газа при 900 К по закону Гей-Люссака равен $0,9 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, что в пересчете на пористость при плотности расплава $\rho_{\text{ж}} = 2360 \text{ кг/м}^3$ составит объем пор только $2,12\%$. Увеличение пористости сплавов с примесями лития авторы работы [5] связывают с изменением условий кристаллизации, приводящих к перераспределению объема раковины и пористости при сравнительно небольшом увеличении общей объемной усадки.

Принимая во внимание полученные результаты исследований, можно предположить, что наиболее эффективным способом устранения газоусадочной пористости в отливках из модифицированных силуминов будет использование технологии литья, применяемой при получении отливок из широкоинтервальных сплавов [2, 11]. Такая технология заключается в использовании холодильников и небольших прибылей. В этом случае со стороны холодильника создается направленное затвердевание и обеспечивается получение плотной литейной корочки, а более удаленные слои пропитываются за счет прибыли.

Для проверки высказанного предположения из сплава АК9 (Si – $8,2\%$; Cu – $0,95\%$; Mn – $0,21\%$; Mg – $0,34\%$; Fe – $0,85\%$; Zn – $0,35\%$; Ti – $0,07\%$) в исходном состоянии и после модифицирования $0,05\%$ Sr были получены опытные отливки в виде пластины размером $300 \times 100 \times 20 \text{ мм}$ литьем в сухую песчаную форму по методике работы [12]. Отливки после очистки распиливали на 45 образцов с самостоятельной маркировкой. После определения их плотности рассчитывали значения пористости и строили зависимость этой характеристики от длины и ширины пластины. Как видно из рис. 4, а, немодифицированный сплав имеет максимальную пористость в центральной части отливки, и она колеблется от $0,28$ до $0,68\%$. По периферийным частям отливки пористость значительно ниже и находится в пределах $0,18$ – $0,47\%$, что удовлетворяет стандартам качества по пористости ($< 0,50\%$). Для модифицированного сплава (рис. 4, б) наблюдается аналогичная закономерность в распределении пористости, только ее показатели существенно выше. Так, в центральной зоне пористость составляет $0,59$ – $1,12\%$, а на периферийных участках $0,48$ – $0,87\%$. Полученные зависимости хорошо согласуются с данными работы [12] примени-

тельно к сплавам AlSi12Cu , AlSi9Cu3Zn2 , Al-Si12 , модифицированным натрием.

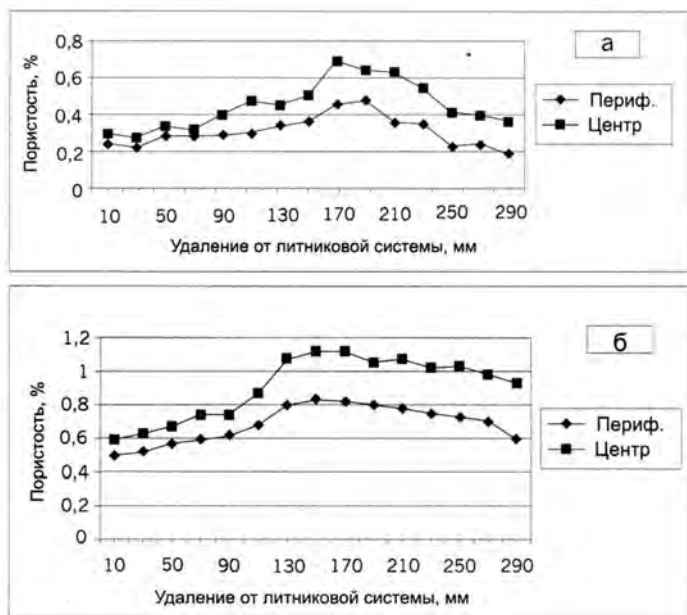


Рис. 4. Распределение пористости по длине отливки из сплава АК9 в исходном состоянии (а) и после обработки 0,05% Sr (б)

Использование обычных прибылей не позволило получить пористость менее 0,5% в центральной зоне отливки для модифицированного сплава. В случае одновременного использования двух открытых прибылей и торцевого холодильника $10 \times 20 \times 100$ мм пористость центральной зоны отливки не превышала 0,42–0,48%, что удовлетворяет требованиям стандартов западных стран по пористости.

Таким образом, при использовании модифицирования для улучшения физико-механических свойств отливок одновременно следует корректировать и технологию их получения во избежание повышенного брака по пористости.

Список литературы

1. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А.В.Курдюмов [и др.]. – М.: Металлургия, 1980. – 196 с.
2. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. – Минск: Технопринт, 1999. – 272 с.
3. Куцова В.З., Скрипченко О.А., Гергард В.А. Повышение качества отливок из силуминов путем дегазации алюминий-стронциевой лигатуры // Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: тез.докл.конф. – Запорожье, 1988. – С. 322-323.
4. Немененок Б.М., Бежок А.П. Рациональная технология получения стронцийсодержащих лигатур // Литейное производство. – 1996. – № 8. – С. 18-20.
5. Немененок Б.М., Задруцкий С.П., Галушко А.М. Усадочная пористость в модифицированных силуминах // Литейное производство. – 1998. – № 5. – С. 15-17.
6. Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. – М.: Наука, 1967. – 200 с.
7. Металлические примеси в алюминиевых сплавах / А.В.Курдюмов [и др.]. – М.: Металлургия, 1988. – 143 с.
8. Emadi D. Combating Al-Si porosity: The Strontium / hydrogen muth / D.Emadi, J.E.Gruzleski // Mod. Cast. – 1995. – № 3. – P. 46-47.
9. Мазур В.И., Пригунова А.Г., Таран Ю.Н. Структурные изменения расплавов и эвтектики силуминов при сорбционной дегазации их в процессе выплавки // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. – № 4. – С. 49-54.
10. The theoretical and experimental study of modification of crystalline silicon in Al-Si alloys / A.M.Galushko, B.M.Nemenenok // 63RD World Foundry Congress. – Budapest, 1998, publ. № 2. – P. 1-6.
11. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В.Курдюмов [и др.]. – М.: Металлургия, 1996. – 504 с.
12. Porosity and Feeding Ranges in Secondary Aluminium Alloys / C.Cindi, S.Seppa, J.Vuorinen // 55 th Internationale Foundry Congress. – Moscow, 1988. – Pr. 9. – 24 p.