

ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА РАСПЛАВА АК12М2

Д. Ф. Чернега, П. Д. Кудь, В. Ф. Сороченко

Національний технічний університет України

„Київський політехнічний інститут”

Приведені результати досліджень по впливу способу позапічної обробки на зміну мікроструктури і механічних властивостей алюмінієвого сплаву АК12М2.

Представлены результаты исследования по влиянию способа внепечной обработки на изменение микроструктуры и механических свойств алюминиевого сплава АК12М2.

A comparative resultate of investigation of influence the way work the melt out of stove on change of the microstructure and the mechanical properties of the aluminum alloy АК12М2.

В настоящее время сплавы системы Al-Si-Cu, а точнее эвтектические и заэвтектические силумины, характеризуются уникальным комплексом свойств, а именно: высокими показателями коэффициента линейного расширения, модуля упругости, износа и коррозионной стойкости, свариваемости и некоторых других технологических характеристик.

Одним из наиболее распространенных сплавов этой группы является силумин эвтектического типа АК12М2, химический состав которого приведен в мас. %: Si-12; Mn-0,25; Mg-0,2; Cu-2,5; Al- остальное, который и был выбран в качестве объекта исследования. Однако прочностные и пластические характеристики этого сплава не отличаются высокими показателями, поскольку размеры структурных составляющих, а именно первичного кремния и интерметаллидных фаз, достаточно велики и имеют относительно грубую форму [1].

С целью устранения этих недостатков был произведен анализ существующих технологий модифицирования и микролегирования алюминиевых сплавов, особенно с использованием тугоплавких модифицирующих добавок, и на основе этого предложена новая нетрадиционная технология обработки жидкого металла с целью более существенного измельчения структуры алюминиевых сплавов и тем самым повышения их механических и эксплуатационных характеристик.

В качестве модификатора была предложена флюсовая композиция, включающая в себя 10 % ультрадисперсных частиц оксида скандия, 20 % гексафторцирконата калия, 5 % криолита, 55 % крупки хрома и 10 % измельченной стружки титановых сплавов, которая, после просушки при температуре 473 К, в виде механической смеси, в количестве от 0,1 до 1,0 %, одной или двумя порциями равномерно наносилась на поверхность металла при температуре 1003-1013 К с последующим механическим замешиванием ее в расплав. После растворения модификатора расплав тщательно перемешивали механической мешалкой, выдерживали в течение 10-15 минут, снимали с поверхности шлак и приступали к заливке жидкого металла в подогретый до температуры 473 К чугунный кокиль с целью получения стандартных образцов (ГОСТ 1583-93) для механических испытаний и исследования структуры сплава.

Микроструктура сплава АК12М2, модифицированного флюсовой композицией по традиционной технологии, характеризуется определенной дисперсностью структурных составляющих (рис. 1а); однако в плоскости шлифа по сечению отливки наблюдается неоднородность структуры с наличием на отдельных участках довольно крупных включений первичного кремния и интерметаллидных фаз, что, естественно, не может не отразиться на изменении механических и эксплуатационных свойств отливок.

Для устранения вышеуказанного недостатка было предложено несколько изменить технологию обработки расплава алюминия флюсовой композицией. Согласно этой технологии базовый сплав АК12М2 расплавляли в печи сопротивления в чугунном тигле и температуру жидкого алюминия доводили до 953-963 К. Параллельно с этим в индукционной печи ВЧГ4-10/0,44 в графитовом тигле готовили лигатуру следующим образом. Сплав АК12М2, который находился в графитовом тигле индукционной печи, перегревали до температуры 1223 К и наводили на поверхности металла слой расплавленного флюса (45%NaCl + 40%KCl + 15%Na₃AlF₆). Флюсовую композицию (модификатор, см. стр. 2) вышеуказанного состава в количестве 0,5-5,0 % от массы расплава алюминия одной или двумя порциями добавляли к жидкому металлу с последующим механическим замешиванием ее в расплав. После растворения модификатора (в течение 15-20 минут) с поверхности металла снимали шлак, перемешивали и приступали к проведению внепечной обработки базового сплава АК12М2 путем смешивания его с перегретой лигатурой. С этой целью базовый сплав АК12М2 (2,4 кг) сливали в подогретый до температуры 873 К керамический тигель, установленный в термостате, и одновременно дозировали перегретую лигатуру, выплавленную в индукционной печи в количестве 0,6-0,65 кг. После

смешивания перегретой лигатуры и холодного базового сплава (953-963 К), при соотношении компонентов как 1:4, расплав перемешивали механической мешалкой и приступали к заливке жидкого металла в чугунный кокиль, предварительно подогретый до температуры 473 К.

Обработка расплава АК12М2 перегретой лигатурой в процессе выпечной обработки жидкого металла способствует более существенному измельчению структуры литых стандартных образцов (рис. 1б). Эвтектика и интерметаллидные включения существенно измельчаются и приобретают компактную и менее грубую форму. Правда, после проведения термообработки по режиму Т6 структура сплава в некоторой

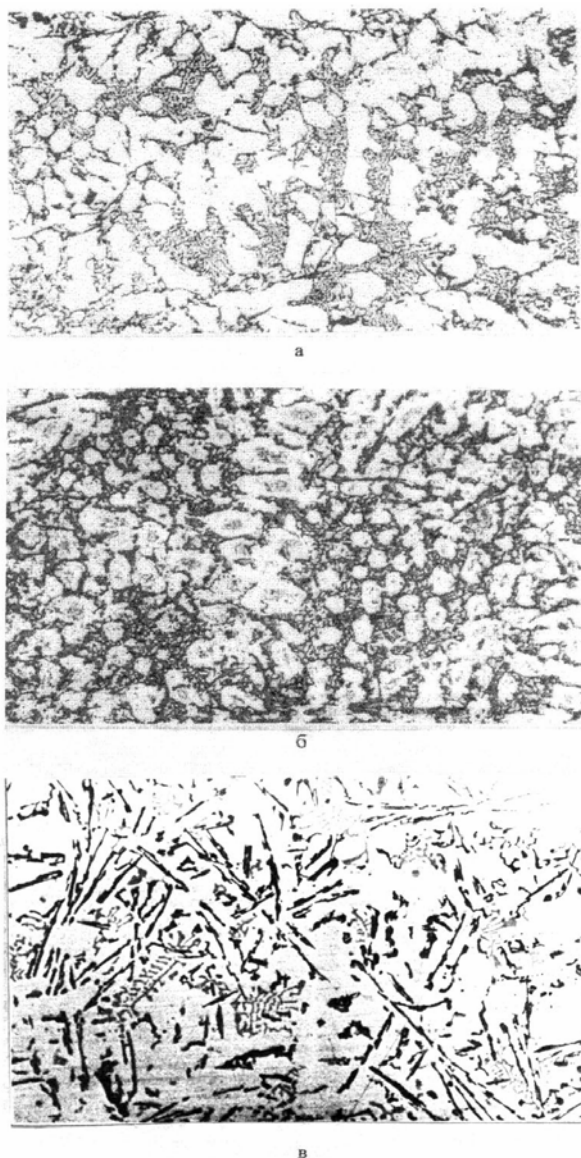


Рис. 1. Микроструктура сплава АК12М2, модифицированного флюсовой композицией (а), после выпечной обработки (б) и после выпечной и термической обработки по режиму Т6 (в) $\times 200$.

степени видоизменяется ; наблюдается выделение в матрице алюминия более грубой эвтектики и скоагулированных, более крупных в вытянутой форме вторичных интерметаллидных фаз (рис. 1в).

Такое изменение структуры сплава АК12М2 в результате проведения внепечной обработки расплава алюминия объясняется двумя факторами.

Во-первых, с повышением температуры расплава до 1173 и выше тугоплавкие добавки хрома, титана и других элементов более интенсивно растворяются в жидком алюминии. Микрогруппировки с участием этих элементов легко «размываются» перегретой массой металла, что и приводит к образованию их в более дисперсной форме; а при более значительном перегреве расплава (1673 К) наблюдается образование очень мелкодисперсной структуры [2].

Во-вторых, смешивание холодного базового сплава и перегретой лигатуры приводит к быстрому охлаждению жидкого алюминия в результате чего при кристаллизации сплава возникает велика вероятность выделения первичных интерметаллидов в более компактной и измельченной форме [3].

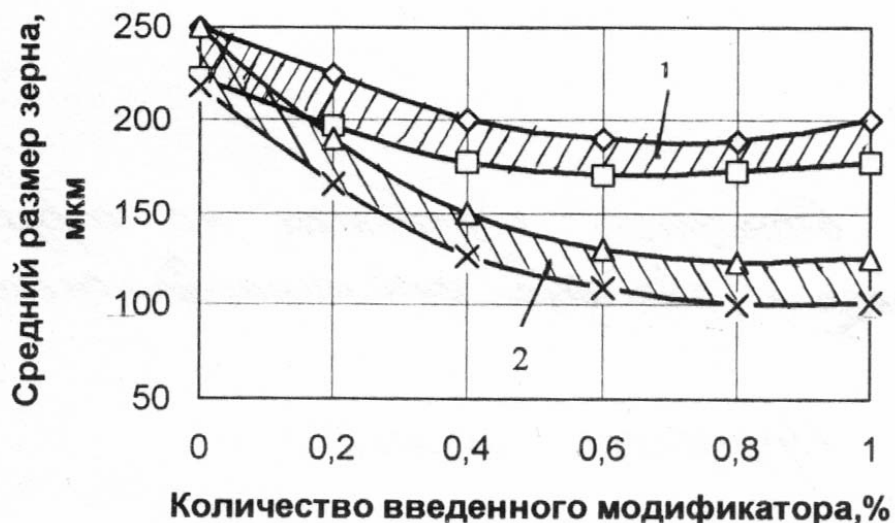


Рис. 2-Влияние внепечной обработки расплава алюминия на величину зерна сплава АК12М2:

- 1-область изменения величины зерна сплава, модифицированного по традиционной технологии и отлитого в чугунный кокиль;
- 2-область изменения величины зерна сплава прошедшего внепечную обработку и отлитого в чугунный кокиль.

Для качественной оценки структурных составляющих использовали шлифы диаметром 12 мм и длиной 15 мм, изготовленные из стандартных образцов для механических испытаний. При анализе микроструктуры использовали стандартный метод определения величины зерна (α -твердого

раствора) и средних размеров интерметаллидных включений [4]. Сущность данного метода заключалась в подсчитывании количества дендритов α -твердого раствора, пересекаемых пятью секущими, произвольно проведенными на плоскости шлифа. Частное от деления суммы длин секущих на количество зерен, пересекаемых всеми секущими, принималось за среднюю величину зерна и интерметаллидных включений. Результаты определений среднего размера зерна и интерметаллидных включений приведены на рис. 2 и 3.



Рис. 3- Влияние внепечной обработки расплава алюминия на размер интерметаллидных включений сплава АК12М2:

- 1-область изменения величины интерметаллидных включений в сплаве, модифицированном по традиционной технологии и отлитом в чугунный кокиль;
- 2-область изменения величины интерметаллидных включений в сплаве, прошедшем внепечную обработку и отлитом в чугунный кокиль.

Из приведенных зависимостей следует, что средняя величина зерен сплава АК12М2, после проведения внепечной обработки расплава алюминия с использованием 0,6-0,8 % флюсовой композиции по сравнению с ранее приведенной технологией модифицирования, уменьшается от 180 мкм до 120 мкм на всей площади шлифа. Такая же тенденция прослеживается и относительно средних размеров первичных интерметаллидных фаз, величина которых после проведения внепечной обработки расплава АК12М2 уменьшается от 70-90 мкм до 35-50 мкм.

Изменение микроструктуры сплава АК12М2 в результате проведения внепечной обработки расплава положительно отражается на изменении механических свойств литых заготовок. Изменение их механических характеристик в литом состоянии, как после модифицирования флюсовой композицией по традиционной технологии, так и после внепечной обработки расплава перегретой лигатурой,

приведено на рис. 4. Можно видеть, что максимальные механические характеристики сплава наблюдаются после внепечной обработки расплава алюминия перегретой лигатурой, где количество флюсовой композиции (модификатора) в сплаве после смешивания лигатуры с сравнительно холодным базовым сплавом составляет приблизительно 0,6-0,7 %.

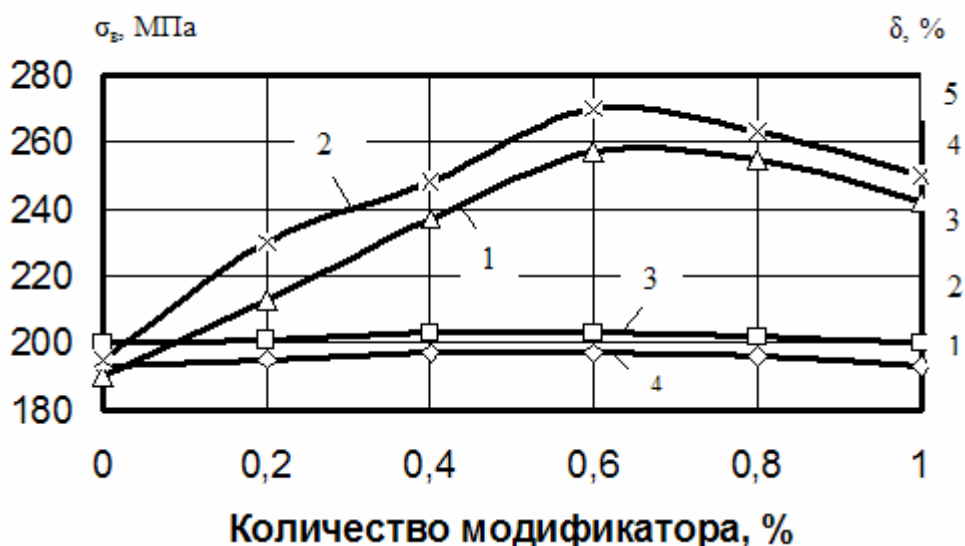


Рис. 4- Влияние внепечной обработки расплава на механические свойства сплава АК12М2:

- 1- временное сопротивление разрыву (σ_B) сплава в литом состоянии;
- 2- временное сопротивление разрыву (σ_B) сплава после термообработки по режиму T1;
- 3- относительное удлинение (δ) сплава в литом состоянии;
- 4- относительное удлинение (δ) сплава после термообработки по режиму T1;

На основании приведенных исследований можно утверждать, что перегрев лигатуры и смешивание ее с холодным базовым сплавом есть эффективным способом измельчения зерна эвтектики и первичных интерметаллидных фаз в закристаллизованном сплаве АК12М2.

Исследование дисперсности зерна и интерметаллидных фаз в закристаллизованном сплаве после проведения внепечной обработки указывает на прямую взаимосвязь изменения дисперсности зерна и интерметаллидных фаз с повышением механических характеристик сплава АК12М2.

Таким образом, разработанная технология позволяет повысить эффективность процесса внепечной обработки расплава алюминия за счет быстрого растворения и максимального усвоения тугоплавких модифицирующих добавок, рационально использовать отходы производства, повысить износостойкость и прочность стандартных

алюминиевых сплавов до 260-270 МПа, и, следовательно, обеспечить надежную работу деталей в условиях трения и агрессивной газовой среды.

Разработанная технология характеризуется высокой адаптацией к существующей инфраструктуре литейных цехов машиностроительных предприятий, поскольку внедрение ее в производство не требует установки сложного оборудования и значительных материальных затрат, которые могут полностью окупиться в течение 12-15 месяцев.

Литература

1 Чернега Д.Ф., Сороченко В.Ф., Кудь П.Д. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов комплексным модификатором. // Материалы международной науч.-техн. конф. «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах».- Запоріжжя.- 2006.-С.37.

2 Голубев С.В., Коржавина О.А., Попель П.С. и др. Изв. АН СССР. Металлы.- 1991.-№ 1.- С.45-52.

3 Бондарев Б.И., Напалков В.И., Тарарышкин В.И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов.- М.: Металлургия.-1979.-223 с.

4 ГОСТ 5639-82 (СТ. СЭВ 1959-79). Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.-М.: Изд-во стандартов.- 1988.