

А. Г. Пригунова, д-р техн. наук, зав. отделом, e-mail: adel_nayka@ukr.net

В. Н. Бондаревский, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,

e-mail: bondarevskayana@ukr.net

В. Д. Бабюк, e-mail: vdbptima@ukr.net

Е. А. Жидков, e-mail: ezh71@ukr.net

М. В. Кошелев, науч. сотр., e-mail: silica-lum@ukr.net

Г. М. Зелинская*, ст. научн. сотр., e-mail: zel@imp.kiev.ua

Т. Г. Цир, мл. научн. сотр., e-mail: jknd-t@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ПОДГОТОВКИ И ВВЕДЕНИЯ ЛИГАТУРЫ CuP В РАСПЛАВ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТИЧОГО СИЛУМИНА AlSi19Cu5Mg1

Представлены результаты получения и введения в расплав заэвтектического силумина AlSi19Cu5Mg1 мелкокристаллического модификатора, изготовленного распылением лигатуры CuP низкотемпературной плазмой на медную подложку, а также модифицирования лигатурой, расплавленной и введенной в сплав в потоке плазмы. Использование специально подготовленных лигатур приводит к значительному уменьшению размера первичных кристаллов кремния и дендритного параметра метастабильного твердого раствора алюминия по сравнению с модифицированием стандартной лигатурой CuP по традиционной технологии.

Ключевые слова: заэвтектический силумин, мелкокристаллическая лигатура, расплав, модифицирование.

Представлено результати отримання і введення до розплаву заевтектичного силуміну AlSi19Cu5Mg1 дрібнокристалічного модифікатора, виготовленого розпиленням лігатури CuP низькотемпературною плазмою на мідну підкладку, а також модифікування лігатурою, розплавленою і введеною у сплав у потоці плазми. Використання спеціально підготовлених лігатур призводить до значного зменшення розміру первинних кристалів кремнію і дендритного параметра метастабільного твердого розчину алюмінію в порівнянні з модифікуванням стандартною лігатурою CuP за традиційною технологією.

Ключові слова: заевтектичний силумін, дрібнокристалічна лігатура, розплав, модифікування.

The results of the preparation and introduction into the melt of the hypereutectic silumin Al-Si19Cu5Mg1 of the fine crystalline modifier prepared by spraying the CuP ligature with a low-temperature plasma onto a copper substrate, and also modifying the melt with a molten ligature and introduced into the alloy in a plasma flow. The use of specially prepared ligatures results in a significant reduction in the size of the primary silicon crystals and the dendritic parameter of the metastable aluminum solid solution compared with the modification with the standard CuP master alloy according to conventional technology.

Keywords: hypereutectic silumin, fine-crystalline ligature, melt, modification.

Заэвтектические силумины как конструкционный материал характеризуются хорошими литейными свойствами, более высоким по сравнению с деформируемыми алюминиевыми сплавами модулем упругости, низким температурным коэффициентом линейного расширения, хорошей обрабатываемостью резанием и свариваемостью. Они широко используются для производства деталей, работающих в теплонапряженном состоянии, в частности, для поршней форсирован-

ных двигателей внутреннего сгорания, к которым предъявляется ряд требований. Основными из них являются повышенная жаропрочность и износостойкость. Для достижения высокого уровня этих характеристик силумины легируют такими элементами, как Cu, Mg, Mn и Fe. Главная функция легирования – упрочнение твердого раствора алюминия, особенно за счет дисперсионного твердения [1, 2]. Поскольку кремний является слабым упрочнителем, то без введения дополнительных легирующих элементов существенно повысить прочность заэвтектических сплавов невозможно. Главными и, по существу, единственными, упрочнителями силуминов являются медь и магний.

Наибольший эффект твердорастворного упрочнения достигается за счет введения меди, которая, кроме того, повышает коррозионную стойкость. Магний улучшает свойства алюминиевых сплавов в основном за счет эффекта старения. Поэтому промышленные заэвтектические силумины чаще всего относятся к двум основным системам легирования Al–Si–Cu и Al–Si–Mg. Учитывая это, для исследования выбран сплав AlSi19Cu5Mg1 со средней массовой долей кремния 19, меди 4,5–5,0, магния 0,9–1,0 %.

Вместе с тем, использование заэвтектических силуминов имеет некоторые ограничения, связанные с образованием грубоигольчатой эвтектики, формированием первичных кристаллов кремния в форме пластин с развитыми гранями, что приводит к охрупчиванию сплава, которое усиливается с ростом содержания кремния. Это существенно снижает механические свойства, ухудшает обрабатываемость отливок и качество поверхности, увеличивает износ режущего инструмента и т. д.

Одним из путей улучшения свойств этой группы сплавов является уменьшение размера структурных составляющих, прежде всего, первичных кристаллов кремния. С этой целью в расплав при относительно высоком перегреве (≤ 900 °C) вводят фосфор, лигатуры и флюсы, в состав которых он входит [1]. Среди последних наибольшее распространение в промышленности получила лигатура CuP, которая содержит фосфор с массовой долей от 8 до 9,5 % (ГОСТ 4515-93) и положительно влияет на механические свойства литых изделий [3].

Большие перспективы улучшения качества металлов и сплавов связаны с использованием мелкокристаллических лигатур и модификаторов [4], а возможности управления процессами растворения и структурообразования компрессионными плазменными потоками [5, 6] позволяют прогнозировать эффективность их использования как для получения мелкокристаллических лигатур, так и для непосредственного введения модификатора в расплав в жидком состоянии. Это определило основной алгоритм решения задачи усовершенствования структуры заэвтектических силуминов.

Общая схема экспериментов по модифицированию заэвтектического сплава AlSi19Cu5Mg1 с использованием промышленной лигатуры Cu+8%мас.P, подготовленной и введенной в расплав различными способами, приведена на рис. 1. Исследование включает два основных этапа: изучение структуры модифицирующей лигатуры в зависимости от способа ее получения (обработки) и определение ее наследственного влияния на структуру и свойства заэвтектического силумина.

Особенности структуры сплава CuP при специальных способах получения модифицирующих лигатур

В исследованиях использован лигатурный сплав CuP промышленного производства (ГОСТ 4515-93) с массовой долей фосфора 8 %. Для усовершенствования процесса модифицирования заэвтектических силуминов лигатуру CuP расплавляли в печи СШОЛ-1,5 при температуре 950 °C, выдерживали в жидком состоянии 30 мин, перемешивали в течение 5–10 мин и вакуумным всасыванием расплава к кварцевую трубку получали стержни диаметром от 3 до 4 мм, длиной 100–150 мм. По данным рентгеноструктурного (рис. 2) и металлографического (рис. 3) анализа стержни из

сплава $\text{Cu}+8\%\text{мас.Р}$ состоят из зерен твердого раствора меди и интерметаллида Cu_3P , входящего в состав компактных, размером 17–56 мкм, единичных тонкодифференцированных колоний эвтектики $\alpha\text{-Cu}+\text{Cu}_3\text{P}$, расположенных по границам зерен (см. рис. 3).

Для получения мелкокристаллической лигатуры CuP стержни распляли в потоке плазмы на медную подложку, на которой он охлаждался со скоростью порядка $10^3\text{ }^\circ\text{C/с}$. Образовывались гранулы с поперечным сечением 1–4 мм. Микроструктура

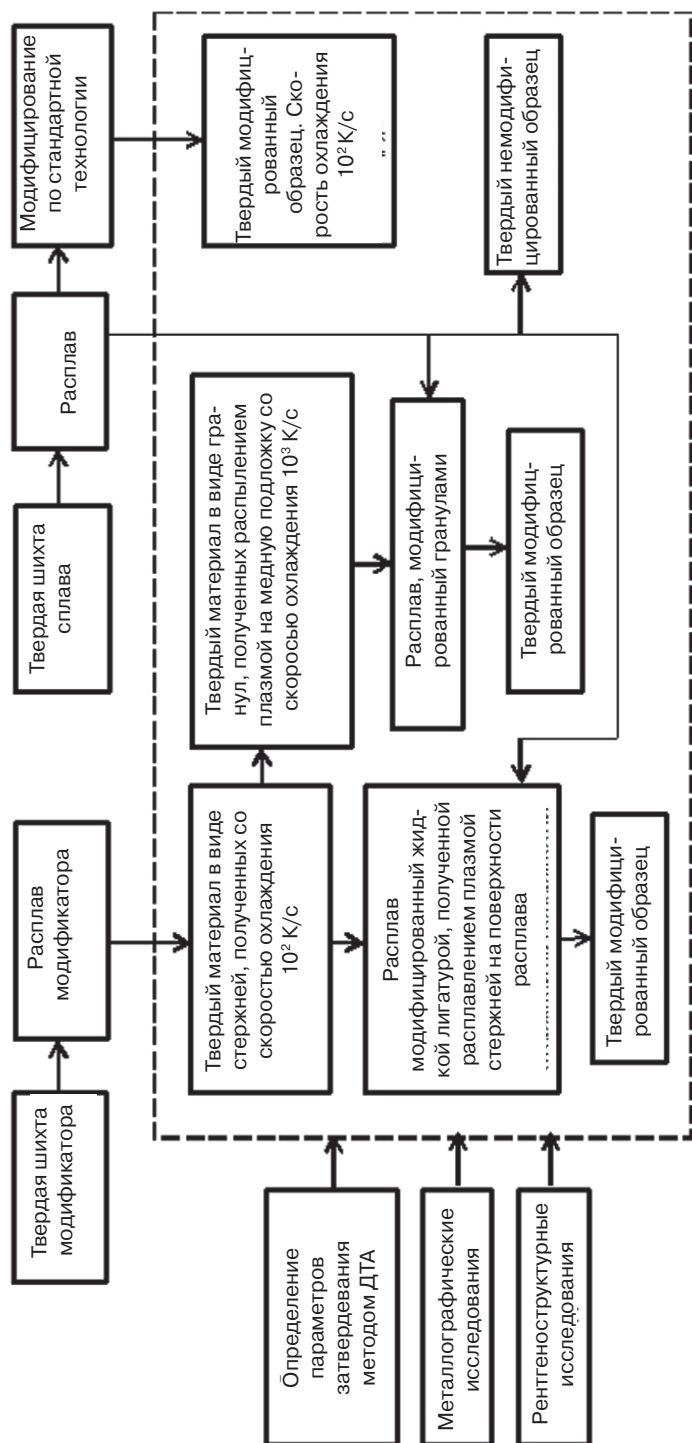


Рис. 1. Схема эксперимента модифицирования заэвтектических сплавов мелкокристаллической лигатурой CuP

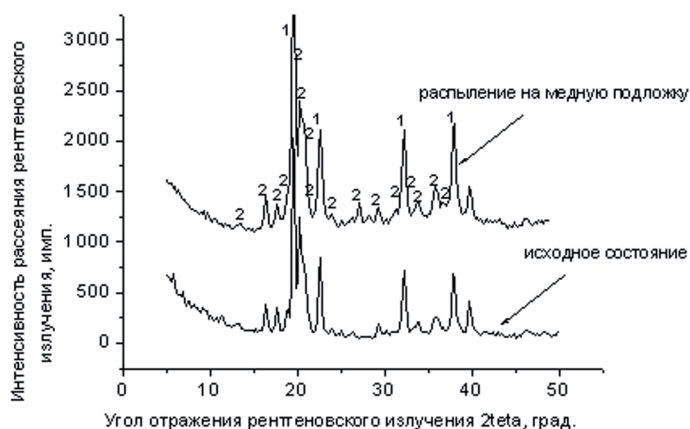


Рис. 2. Дифрактограммы сплава Cu+8%мас.Р в форме стержня (исходное состояние) и гранул (распыление на медную подложку): 1 – α -Cu; 2 – Cu_3P (Mo – $\text{K}\alpha$ излучение)

гранул приведена на рис. 4. В отличие от стержней (см. рис. 3), в их микроструктуре присутствуют кристаллы твердого раствора меди α -Cu, колонии кооперативной тонкодифференцированной эвтектики α -Cu + Cu_3P , занимающие значительный объем, по границам которых расположены кристаллы интерметаллида Cu_3P в основном глобулярной формы, размером от 4 до 10 мкм (рис. 4, б).

Фазовый состав лигатуры CuP промышленного производства, в виде стержня и гранул одинаковый (см. рис. 2). Однако наблюдается увеличение интенсивности отражений от фазы Cu_3P , свидетельствующее об увеличении ее объемной доли, а также расширение линий интерференций от фаз Cu_3P и α -Cu в гранулах, что является следствием высокоскоростного охлаждения

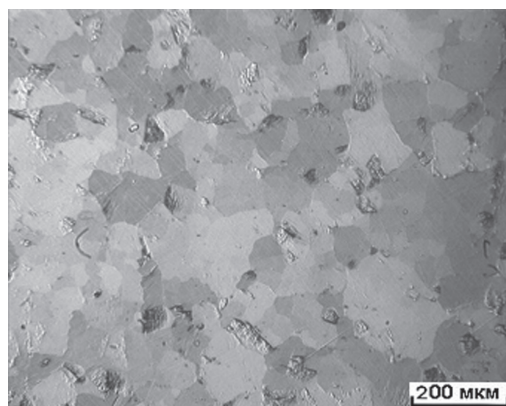


Рис. 3. Микроструктура стержней из сплава Cu+8%мас.Р

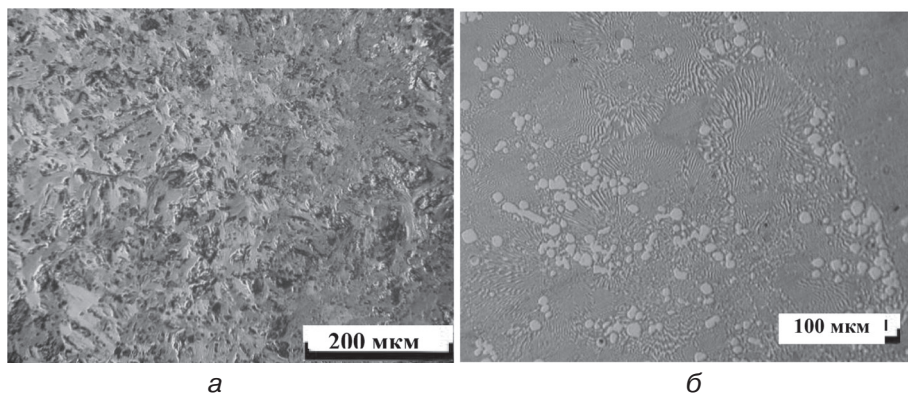


Рис. 4. Микроструктура гранул из сплава Cu+8%мас.Р: а – протравленный образец, б – нетравленный образец

расплава Cu+8%мас.Р. Уменьшение размера структурных составляющих в гранулах по сравнению со стержнем сопровождается уменьшением размера областей когерентного рассеяния атомами меди (размера блоков), которые составляют, соответственно, 54,45 Å – в гранулах и 73 Å – в стержне.

Влияние структурного состояния и ввода лигатуры CuP в расплав на эффективность модифицирования заэвтектического силумина AlSi19Cu5Mg1

Заэвтектичный сплав AlSi19Cu5Mg1 выплавляли в лабораторной электрической печи сопротивления в алундовом тигле сплавлением алюминия марки А7, нагретого до температуры 850 °С, магния марки Мг96, а также кремния марки Кр-0А и меди марки М1 в виде лигатур с алюминием. Температуру контролировали хромель-алюмелевой термопарой с диаметром проводов 0,3 мм, подключенной к компьютеру. Для предотвращения ликвации кремния, меди и магния осуществляли механическое перемешивание алюминиевого расплава в течение 5–7 мин после последовательного добавления компонентов шихты. Химический состав выплавленного сплава определяли спектральным анализом. Модифицирование сплава AlSi19Cu5Mg1 медь-фосфорной лигатурой с массовой долей фосфора 8 % осуществляли по схеме, приведенной на рис. 1, а именно: стандартной, промышленного производства; гранулированной, полученной распылением лигатуры в форме стержня плазмой на медную подложку, $V_{\text{охл}} \sim 10^3$ °С/с; жидкой, полученной расплавлением стержня плазмой.

Модифицирующую лигатуру вводили при температуре 850 °С в количестве 2 % от массы плавки. Источник плазменного нагрева обеспечивает температуру разогрева плазмы от 5000 до 6000 °С. Время выдержки расплава после введения жидкой лигатуры – 5 мин.

Микроструктуры сплава AlSi19Cu5Mg1 в зависимости от способа модифицирования и данные количественной оценки размеров кристаллов первичного кремния (КПК), проведенной с использованием программного обеспечения AxioVision rel.4.7, представлены на рис. 5.

Металлографическими исследованиями (см. рис. 5, а, г, ж, л) и рентгеноструктурным анализом (рис. 6) установлено, что исходный сплав AlSi19Cu5Mg1 содержит следующие фазы: Al, Si, CuAl₂, M₂Si, W–Cu₂Mg₈Si₆Al₅. В процессе модифицирования, независимо от избранного способа подготовки и введения лигатуры CuP в расплав, фазовый состав заэвтектического силумина не изменяется. Однако наблюдается изменение интенсивности линий интерференций от фаз, что свидетельствует о перераспределении их объемной доли, а также о текстуре в сплаве, модифицированном гранулами. Причем, как свидетельствуют рентгеноструктурные исследования, эта текстура унаследована от гранулированного модификатора (см. рис. 2).

По сравнению с исходным сплавом, модифицирование расплава лигатурой CuP во всех случаях приводит к уменьшению среднего размера первичных кристаллов кремния, соответственно, в 8, 11, 13 раз (рис. 7) и дендритного параметра соответственно, в 2,5, 3 и 3,5 раза (рис. 8) в ряду: традиционная технология – модифицирование гранулированным сплавом – введение модификатора в расплав в потоке плазмы. Наибольший эффект модифицирования заэвтектического сплава AlSi19Cu5Mg1 наблюдается при введенные лигатуры CuP в расплав в потоке плазмы. Это подтверждено как металлографическим анализом (см. рис. 5, 7, 8), так и результатами исследования тонкой структуры (табл. 1).

Введение в заэвтектический силумин AlSi19Cu5Mg1 лигатурного сплава CuP обуславливает увеличение параметра кристаллической решетки твердого раствора алюминия (a_{Al}), что связано с более высокой степенью его пресыщения, а также приводит к уменьшению размера областей когерентного рассеяния атомами алюминия ($L_{\text{сAl}}$). Наибольшие изменения этих характеристик происходят в сплаве, модифицированном гранулированной лигатурой. Вероятно, это связано с увеличением степени деформированности и, соответственно, плотности дислокаций в сплаве-

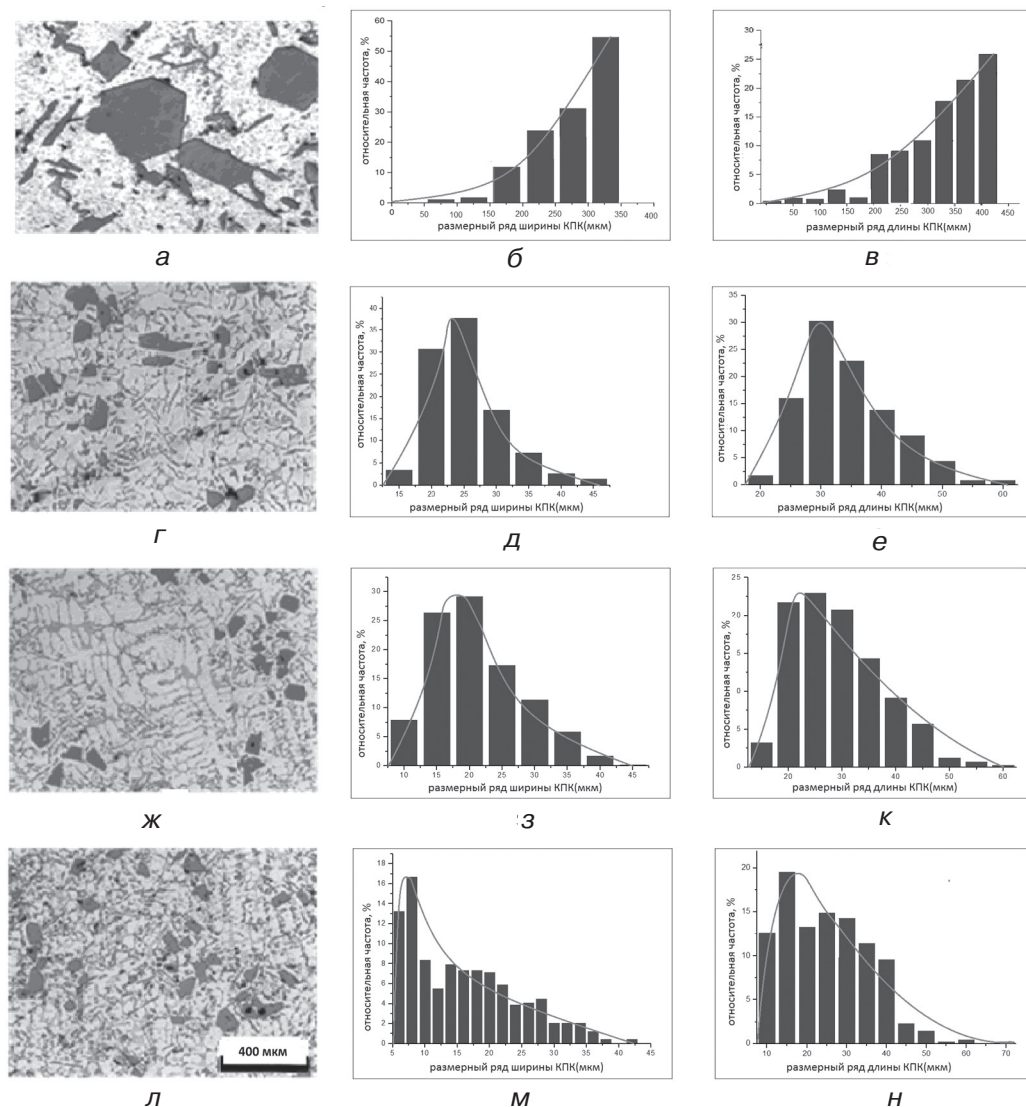


Рис. 5. Микроструктура (а, г, ж, л) и параметры КПК (б, в, д, е, ж, з, к, л, м, н) заэвтектического силумина AlSi19Cu5Mg, модифицированного лигатурой CuP, приготовленной и введенной различными способами: а, б, в – исходный сплав; г, д, е – модифицирование по традиционной технологии; ж, з, к – модифицирование гранулированной лигатурой; л, м, н – модифицирование вводом лигатуры в расплав плазмой

модификаторе в процессе его высокоскоростного охлаждения на медной подложке и наследственным его влиянием на структурообразование заэвтектического силумина. Об увеличении плотности дислокаций в гранулированном модификаторе CuP свидетельствует экспериментально установленный факт расширения линий отражения от этой фазы на рентгенограмме, уменьшение областей когерентного рассеяния атомами меди – L_{Cu} (см. рис. 2, табл. 1).

По данным ДТА, полученным в режиме плавления и охлаждения образцов базового алюминиевого сплава AlSi19Cu5Mg1 (рис. 9), модифицированного разными способами введения лигатуры CuP (рис. 9, б), установлено, что способ модифицирования заэвтектического силумина влияет на параметры его затвердевания (табл. 2). На кривых ДТА при плавлении (см. рис. 9, а) и охлаждении (см. рис. 9, б) наблюдается

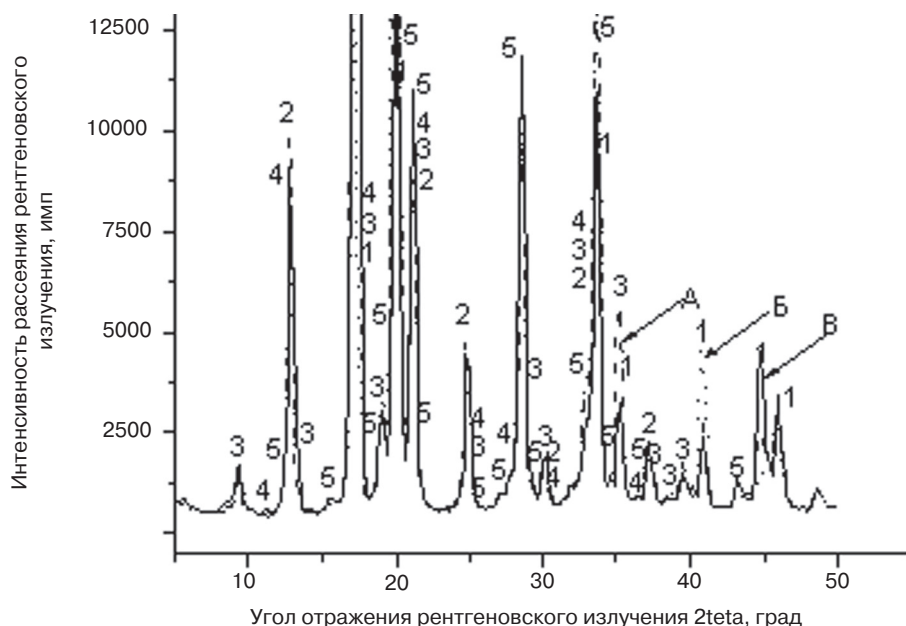


Рис. 6. Дифрактограммы (Mo-K α излучение) сплава AlSi19Cu5Mg1, модифицированного разными способами: А – традиционное модифицирование (-----); Б – гранулированным сплавом (.....); В – введение лигатуры плазмой (_____); 1 – Al α ; 2 – Si; 3 – θ -CuAl $_2$; 4 – Mg $_2$ Si; 5 – W-Cu $_2$ Mg $_8$ Si $_6$ Al $_5$

три основных температурных интервала фазовых превращений. Кристаллизация базового сплава начинается с выделения первичных кристаллов кремния (первый пик на кривой ДТА). Для исходного сплава температура начала превращения 528 °С с максимумом при $T = 615$ °С. Образованию алюминиево-кремниевой эвтектики отвечает широкий и максимальный по высоте пик ДТА. По данным рентгеноструктурного (см. рис. 6) и металлографического (см. рис. 5) анализов следующий пик связан с образованием фаз CuAl $_2$, Mg $_2$ Si и W-Cu $_2$ Mg $_8$ Si $_6$ Al $_5$ (507 °С), которые входят в состав эвтектик и завершают процесс кристаллизации сплава AlSi19Cu5Mg1. Введение лигатуры CuP не приводит к изменению характера кривых ДТА. Однако температуры

начала кристаллизации первичных кристаллов кремния смещаются в область более высоких температур.

Для сплава, модифицированного лигатурой CuP с использованием традиционного способа, выделение первичных кристаллов кремния начинается при $T = 662$ °С, температурный интервал образования алюминиево-кремниевой эвтектики расширяется в основном за счет снижения температуры выделения фазы CuAl $_2$ (503 °С). Увеличивается тепловой эффект, связанный с выделением этой фазы.

При введении лигатуры CuP в виде мелкокристаллических гранул температура образования первичных кристаллов кремния снижается на 12 °С (до 650 °С) по

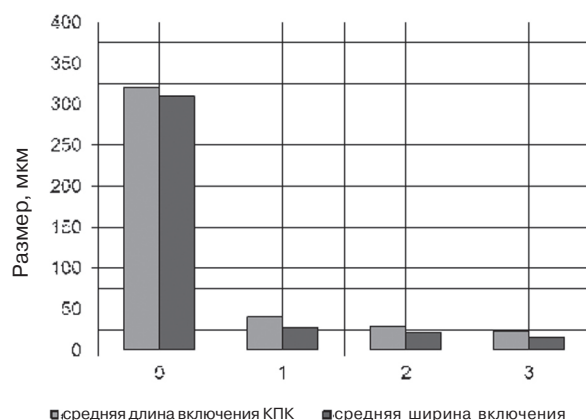


Рис. 7. Средний размер КПК в зависимости от способа модифицирования: 0 – исходный сплав; 1 – сплав, модифицированный промышленной лигатурой CuP; 2 – модифицирование гранулированной лигатурой; 3 – введение лигатуры плазмой

сравнению со сплавом при традиционным способе модифицирования этой лигатурой. То есть, применение лигатуры CuP в виде мелкокристаллических гранул существенно влияет на температурный интервал кристаллизации сплава AlSi19Cu5Mg1, поскольку положение температуры солидус остается практически неизменным. При этом уменьшается температурный интервал и снижается тепловой эффект, связанный с образованием алюминиево-кремниевой эвтектики, заметно возрастает тепловой эффект выделения фазы CuAl₂.

Для алюминиевого сплава, полученного введением лигатуры CuP в потоке плазмы, температура выделения первичных кристаллов кремния возрастает на 5 °С (до 667 °С)

по сравнению со сплавом с традиционным способом модифицирования этой лигатурой. Температурный интервал и интенсивность тепловыделения такие же, как при образовании Al–Si эвтектики. Расширяется температурный интервал формирования медьсодержащих фаз. На кривой ДТА появляется пик, соответствующий образованию интерметаллидной фазы W–Cu₂Mg₈Si₆Al₅ (510 °С). Тепловой эффект выделения медьсодержащих фаз, определенный по величине площади пика, приблизительно такой же, как и в случае использования лигатуры CuP в виде мелкокристаллических гранул.

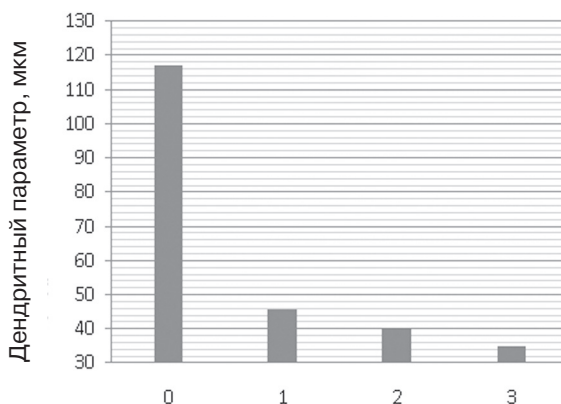


Рис. 8. Средний размер дендритного параметра твердого раствора алюминия в зависимости от способа модифицирования: 0 – исходный сплав; 1 – сплав, модифицированный промышленной лигатурой CuP; 2 – модифицирование гранулированной лигатурой; 3 – введение лигатуры с плазмой

Таблица 1
Параметры тонкой структуры сплава AlSi19Cu5Mg и модификатора CuP

Способ модифицирования лигатурой CuP	aAlÅ	LcAl	LcSi	LcCu
Немодифицированный выходной сплав	4,066	85,5	85,0	–
Обработка расплава стандартной лигатурой, по традиционной технологии	4,071	85,35	85,0	–
Обработка лигатурой в виде гранул	4,073	78,3	85,0	–
Обработка лигатурой, которая введена в расплав плазмой	4,075	82,95	85,0	–
Модификатор CuP в виде гранул	–	–	–	54,45
Модификатор CuP в виде гранул	–	–	–	73,0

Примечание. aAl – параметр твердого раствора алюминия; LcAl, LcSi, LcCu – области когерентного рассеяния рентгеновского излучения, соответственно, в алюминии, кремнии, меди

Анализ кривых «доля жидкости от температуры» (ДЖТ), построенных по экспериментальным кривым ДТА в интервале температур затвердевания (рис. 10), свидетельствует, что наиболее благоприятными реологическими свойствами в полутвердом состоянии обладает сплав, модифицированный расплавлением стержня из лигатурного сплава CuP плазмой (образец № 3). Такая обработка является наиболее благоприятной и технологически выгодным приемом для проведения операций по-

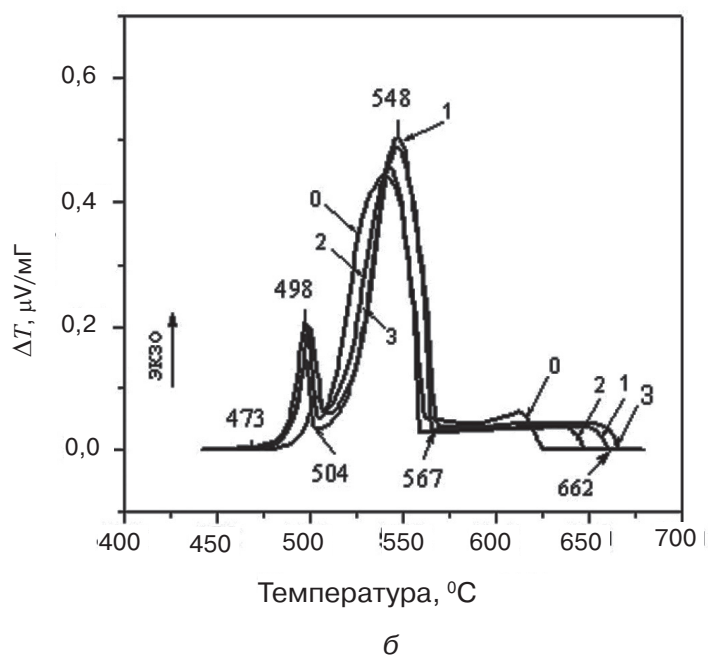
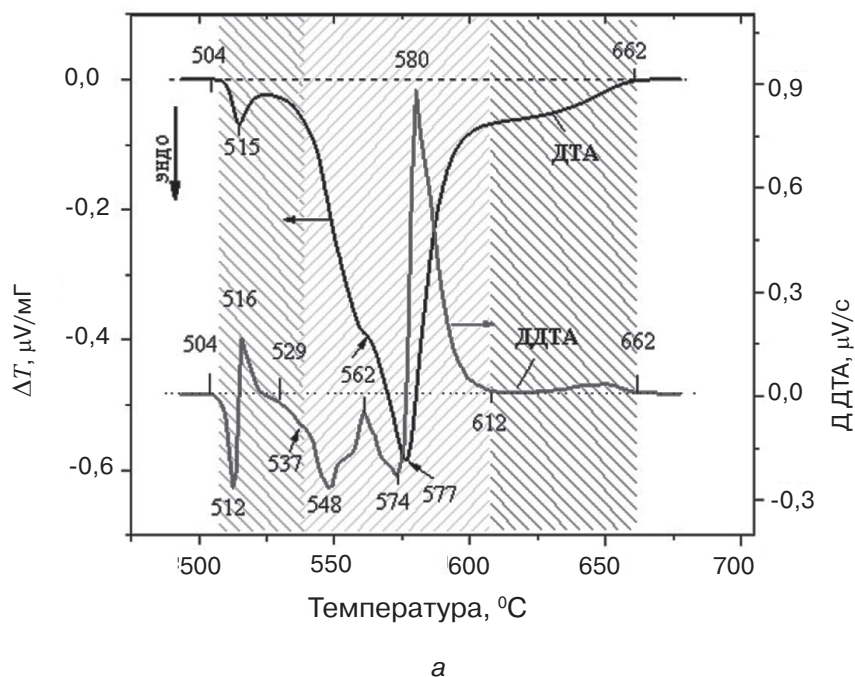


Рис. 9. Кривые ДТА и ДДТА плавления (а) и ДТА охлаждения (б) базового сплава AlSi19Cu5Mg и модифицированного лигатурой CuP: 0 – базовый исходный сплав; 1 – модифицирование по стандартной технологии, 2 – модифицирование гранулированной лигатурой; 3 – введение лигатуры плазмой

Таблица 2

Усредненные параметры кристаллизации сплава AlSi19Cu5Mg, полученного при разных способах модифицирования лигатурой CuP

Образец сплав	Температура ликвидус T_L , °C	Температура эвтектики $T_э$, °C	Температура солидус T_s , °C	Интервал кристаллизации ΔT_{LS} , °C	Полное время кристаллизации Δt , сек	Увеличение времени кристаллизации Δt , %
Базовый сплав	630	565	475	155	2070	–
Режим 1	662	567	473	189	2440	17,87
Режим 2	650	559,7	470	180	2330	12,56
Режим 3	667	569,3	469	198	2700	30,43

Таблица 3

Перераспределение объемной доли фаз в сплаве AlSi19Cu5Mg1 при различных способах модифицирования расплава лигатурой CuP

Способ модифицирования лигатурой CuP	Объемная доля кристаллизующихся фаз		
	θ -фаза	Al–Si эвтектика	Si-фаза
Немодифицированный исходный сплав	0,04	0,82	0,14
Обработка расплава стандартной лигатурой, по традиционной технологии	0,07	0,78	0,15
Обработка лигатурой в виде гранул	0,12	0,72	0,16
Обработка лигатурой, введенной в расплав плазмой	0,12	0,69	0,19

вторного нагрева без заметного изменения соотношения жидкость-твердое в образцах сплава, подвергающихся деформационной обработке в полутвердом состоянии.

Исходя из ДЖТ-кривых (см. рис. 10, табл. 3), способ модифицирования сплава влияет на перераспределение объемной доли фаз, которые кристаллизуются. Так, количество кремния, которое выделяется на первом этапе кристаллизации базового сплава и не входит в состав других фаз, составляет $14 \pm 0,1\%$, а доля Al–Si эвтектики – 82 %. Введение лигатуры CuP в базовый сплав приводит к уменьшению объемной доли Al–Si эвтектики при увеличении количества первичных кристаллов кремния.

Таким образом, проведенный дифференциальный термический анализ, в ходе которого исследована кинетика кристаллизации жидкого сплава AlSi19Cu5Mg1, показал, что модифицирование лигатурой CuP увеличивает интервал и время его кристаллизации, а также объемную долю кремния в виде первичных кристаллов.

Выводы

Модифицирование заэвтектических сплавов лигатурой CuP приводит к измельчению структурных составляющих. Эффективность модифицирования зависит от способа приготовления лигатуры CuP. Введение модификатора в жидкий сплав в виде мелкокристаллических гранул и в расплавленном плазмой состоянии способствует изменению параметров кристаллизации и тонкой структуры заэвтектического сплава, перераспределению объемной доли фаз, уменьшению размера первичных

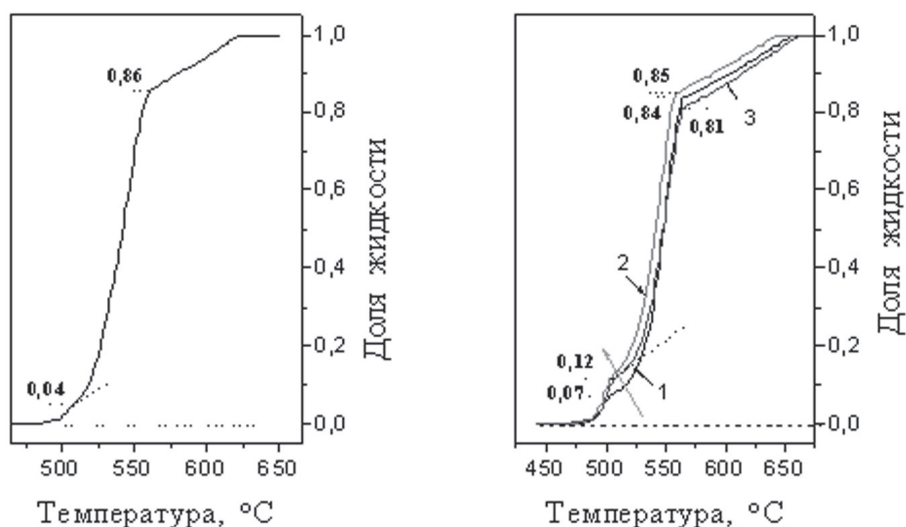


Рис. 10. ДЖТ-кривые базового алюминиевого сплава AlSi19Cu5Mg1 (а) и модифицированных при введении в базовый расплав медь-фосфорной лигатуры разными способами (б): 1 – модифицирование по стандартной технологии, 2 – модифицирование гранулированной лигатурой; 3 – введение лигатуры плазмой

кристаллов кремния и дендритного параметра метастабильного твердого раствора алюминия по сравнению с базовым сплавом и сплавом, модифицирование которого осуществлено промышленной лигатурой CuP по традиционной технологии. Способ модифицирования сплава AlSi19Cu5Mg1 введением лигатуры CuP в потоке плазмы имеет очевидные преимущества перед модифицированием с использованием дисперсно-структурных гранул, полученных при скорости охлаждения порядка 10^3 °C/с.



Список литературы

1. Золотаревский В. С., Белов Н. А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.
2. Polmear I.J. Light Metals: From Traditional Alloys to Nanocrystals, 4th edition. – Elsevier, 2005. – 421 p.
3. Строганов Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.
4. Кондратюк С. Е., Пархомчук Ж. В., Стоянова О. М., Щеглов В. М. Спадкове модифікування сталі. – Київ: ФТІМС НАН України, 2018. – 130 с.
5. Верховлюк А. М. Технології одержання металів та сплавів для ливарного виробництва / А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський, В. Г. Могилащенко. – Київ: ВД «Вініченко», 2016. – 224 с.
6. Найдек В. Л. Влияние глубинной обработки расплава плазменной струей на структурно-прочностные характеристики оливок / В. Л. Найдек, А. В. Наривский // Процессы литья. – 2006. – № 1. – С.15–17.



References

1. Zolotarevskiy, V. S., Belov, N. A. (2005) Metallovedenie liteinykh aluminiyevykh spлавov [*Metallurgy of foundry aluminum alloys*]. Moscow: MISiS, 376 p. [in Russian].
2. Polmear, I. J. (2005) Light Metals: From Traditional Alloys to Nanocrystals, 4th edition. Elsevier, 421 p.
3. Stroganov, G. B., Rotenberg, V. A., Gershman, G. B. (1977) Splavy aluminiya s kremniem [*Aluminum alloys with silicon*]. Moscow: Metallurgiya, 272 p. [in Russian].
4. Kondratuk, S. E., Parhamchuk, G. V., Stoyanova, O. V., Scheglov, V. M. (2018) Spadkove modyfikuvanya stali [*Hereditary modification of steel*]. Kyiv: FTIMS NAN Ukrainy [in Ukrainian].
5. Verhovluk, A. M., Narivskiy, A. V., Mogylatenko, V. G. (2016) Tehnologiya oderganya metaliv ta splaviv dlya lyarnogo vyrobnytsva [*Technologies for the production of metals and alloys for foundry production*]. Kyiv: VD «Vinichenko», 224 p. [in Ukrainian].
6. Naidek, V. L., Narivskiy, A. V. (2006) Vliyanie glubinnoy obrabotky rasplava plazmenoy struei na strukturno-prochnostnye harakteristiki otlivok [*Influence of deep melt processing by a plasma jet on structural-strength characteristics of olives*]. Processy litya, no. 1, pp. 15–17. [in Russian].

Поступила 26.06.2018