

© Чикова О.А., 2012 г.
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»
г. Екатеринбург
© К.В. Никитин, 2012 г.
Самарский государственный технический университет
г. Самара
© А.Н. Константинов, 2012 г.
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»
г. Екатеринбург
chik63@mail.ru

О ВЛИЯНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА И МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА ПРИПОЯ А34 НА СТРОЕНИЕ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СЛИТКА

Сплав Al-28вес.%Cu-7вес.%Si имеет состав близкий к эвтектическому [1–2] и широко применяется в качестве припоя А34 для пайки алюминия и его сплавов [3]. Основной проблемой при производстве слитков припоя А34 является формирование в их структуре грубой тройной эвтектики (α +CuAl₂+Si) и первичных кристаллов кремния, что существенно их снижает технологические и эксплуатационные свойства. Исследовали влияние температуры нагрева и модифицирования расплава Al-28вес.%Cu-7вес.%Si на строение и фазовый состав закристаллизованных образцов с целью оптимизации технологии получения слитков припоя А34.

Известно [4–5], что перегрев расплавов Al-Si до определенных для каждого состава температур T^* необратимо переводит расплав в однородное на атомном уровне состояние (гомогенизирует), что при последующем охлаждении и кристаллизации даже с умеренными скоростями (порядка 1–10 град/сек) приводит к существенному изменению строения и фазового состава твердого металла. Согласно [4–5] температура T^* (температура гомогенизации жидкого металла) определяется как отвечающая началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения какого-либо структурно чувствительного свойства расплава, например, вязкости. Авторы на основе анализа температурных зависимостей кинематической вязкости расплава Al-28вес.%Cu-7вес.%Si, полученных в режиме нагрева и последующего охлаждения образца, определили температуру гомогенизации данного расплава $T^* = 950$ °С. В данной работе нагрев расплава Al-28вес.%Cu-7вес.%Si до температуры выше $T^* = 950$ °С, рассматривается как новый самостоятельный метод модифицирования микроструктуры литого

металла. Альтернативным способом модифицирования расплава было использование в качестве 5 % шихтового материала сплава А34, прошедшего мелкокристаллический переплав (МКП). Для получения сплава А34 в мелкокристаллическом состоянии, расплав заливали в валковый кристаллизатор и получали ленту толщиной до 2 мм, скорость охлаждения при этом составляла $\sim 10^3$ °C/с. Ленту в качестве модифицирующей добавки вводили в расплав при $T_{\text{л}} = 600$ °C за 2 мин. до заливки. Основной задачей работы был сравнительный анализ результата модифицирования расплава А34 этими двумя способами.

В Центре литейных технологий СамГТУ получили опытные образцы припоя Al-28%Cu-7%Si по четырем различным технологиям: стандартной ($T_{\text{п}} = T_{\text{л}} = 600$ °C); опытной с ТВО расплава ($T_{\text{п}} = 1000$ °C, $T_{\text{л}} = 600$ °C); опытной с ТВО и модифицированием добавками мелкокристаллической шихты (МКП) ($T_{\text{п}} = 1000$ °C, $T_{\text{л}} = 600$ °C, 5 % МКП) и опытной с модифицированием расплава МПК ($T_{\text{п}} = T_{\text{л}} = 600$ °C, 5 % МКП). При температуре перегрева $T_{\text{п}} = T^* = 1000$ °C осуществляли выдержку расплава в течение 10 мин. Далее расплав охлаждали в тигле на воздухе до температуры литья $T_{\text{л}} = 600$ °C со скоростью $\sim 10^3$ °C/с. С целью получения мелкокристаллического переплава (МКП) расплав А34 заливали в валковый кристаллизатор и получали ленту толщиной до 2 мм. Скорость охлаждения при этом составляла $\sim 10^3$ °C/с. Ленту в качестве модифицирующей добавки вводили в расплав при $T_{\text{л}}$ за 2 мин. до заливки. Затем литьем в кокиль получали слитки сплава Al-28%Cu-7%Si диаметром 4 мм и длиной 150 мм.

Провели металлографическое исследование и ДТА образцов, отобранных от полученных слитков. Для исследования строения и фазового состава образцов использовался оптический микроскоп «Neophot-32», бинокулярный микроскоп МБС-9, сканирующий зондовый микроскоп NTEGRA Thermo, снабженный термостолком, сканирующий электронный микроскоп Zeiss AURIGA CrossBeam с функцией МРСА. Для измерения микротвердости отдельных структурных составляющих использовался прибор ПМТ-3. Металлографические характеристики – объемная доля фаз, средний размер зерна, средний размер отдельных составляющих (первичных кристаллов) и их микротвердость определялись по стандартным методикам. ДТА выполнен с помощью высокотемпературного дифференциального термоанализатора ВДТА-8МЗ, который позволяет определять температуры фазовых переходов в интервале температур от комнатной до 2000 °C, с различными скоростями нагрева и охлаждения (2,5 °C/мин., 5, 10, 20, 40, 80 °C/мин.) [6]. В исследованиях использовали бериллиевые тигли (BeO) цилиндрической формы с внутренним диаметром 7 мм и высотой 13 мм. Для экспериментов из исследуемых сплавов изготавливались образцы в виде цилиндров диаметром около 7 мм, высотой около 10 мм. Рабочую камеру предварительно вакуумировали до 0,001Па. Затем запускали гелий до давления примерно

10^5 Па. ДТА проводили при нагреве и последующем охлаждении с различными скоростями – 10, 20 и 40 °С/мин. В качестве эталона был использован зонно-очищенный монокристалл вольфрама и алюминий марки А999. Образцы сплава А34 нагревали до 610 °С, после чего следовала выдержка 10 мин. и последующее охлаждение – в этом случае в качестве эталона (репера) использовали алюминий марки А999. Помимо этого, производили нагрев образцов сплава А34 до 1100 °С, выдержку 10 мин. и последующее охлаждение, в этом случае в качестве эталона использовали вольфрам. Температуры фазовых переходов определяются как точки пересечения нулевой линии термограммы ($\Delta T = 0$) с продолжением прямолинейных участков эндо- и экзотермических пиков. Точность определения значений критических точек составляла ± 3 °С.

ДТА образцов припоя А34 в интервале температур от 300 °С до 1100 °С в режиме нагрева и последующего охлаждения проведен с целью обнаружения изменений в структурном состоянии сплава. В результате измерения и анализа термограмм определены температуры солидус, ликвидус и величина теплового эффекта при плавлении и кристаллизации. Полученные значения температур согласуются с данными стабильной диаграммы состояния системы Al-Cu-Si. Обнаружено, что перегрев расплава А34 до 1100 °С при последующем охлаждении и кристаллизации приводит к уменьшению удельной теплоты фазового перехода от 31,2 кДж/кг до 17,1 кДж/кг. Это факт авторы связали с необратимым разрушением микронеоднородностей в металлической жидкости при нагреве до указанной выше температуры гомогенизации $T^* = 950$ °С.

В результате сравнительного металлографического анализа образцов четырех партий, полученных, соответственно, по четырем различным технологиям: стандартной ($T_{\text{п}} = T_{\text{л}} = 600$ °С); опытной с ТВО расплава ($T_{\text{п}} = 1000$ °С, $T_{\text{л}} = 600$ °С); опытной с ТВО и модифицированием добавками мелкокристаллической шихты (МКП) ($T_{\text{п}} = 1000$ °С, $T_{\text{л}} = 600$ °С, 5 % МКП) и опытной с модифицированием расплава МПК ($T_{\text{п}} = T_{\text{л}} = 600$ °С, 5 % МКП) (рис. 1–2), установлено, что фазовый состав исследованных образцов полностью идентичен, гомогенизация расплава повлияла на объемную долю, размеры и морфологию выделений первичных кристаллов Si, CuAl_2 и эвтектики.

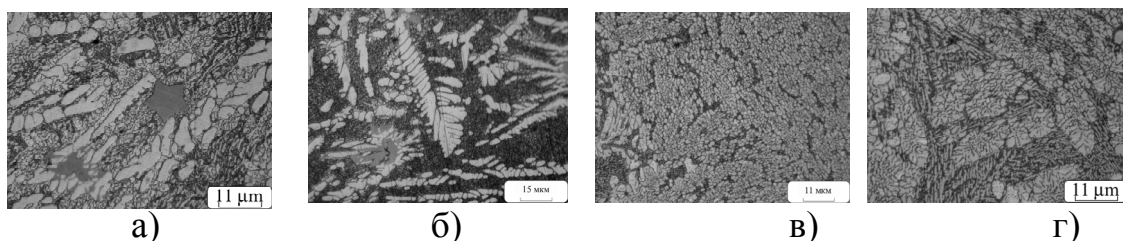


Рис. 1. Микроструктура образцов припоя А34:
а) партия 1; б) партия 2; в) партия 3; г) партия 4. Оптическая микроскопия

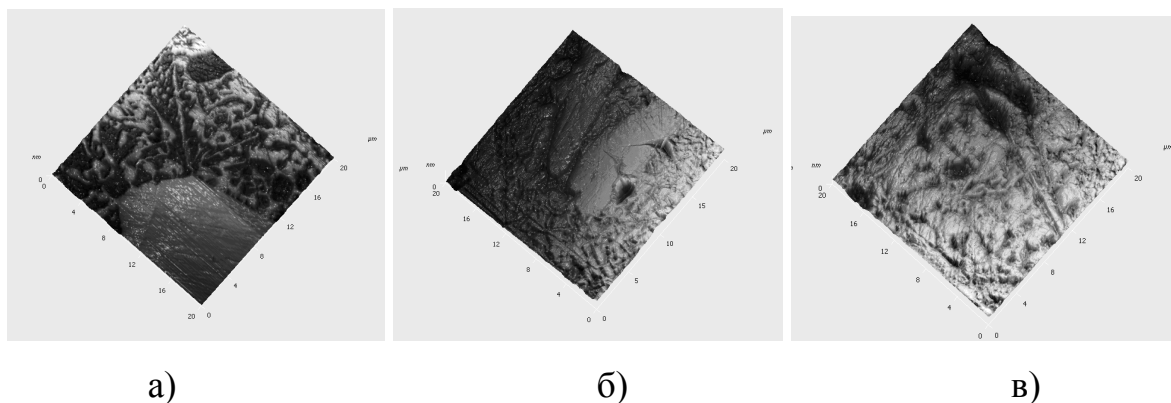


Рис. 2. 3d-изображение поверхность
и исходного (а)

и гомогенизированного в жидком состоянии (б) и гомогенизированного
и модифицированного в жидком состоянии (в) образцов припоя А34
пк-сканирующая зондовая микроскопия

Для кристаллов Si наблюдается следующее изменение морфологии: переход от гранных к дендритным формам роста, уменьшение количества и увеличение размеров кристаллов (дендриты растут быстрее); для кристаллов CuAl_2 наблюдается сохранение дендритной формы роста с уменьшением разветвленности вторичных ветвей и уменьшением толщины первичных стволов и общее уменьшение их количества. Наблюдается изменение морфологии эвтектики, а именно: переход от ячеистой к глобулярной форме роста, отсутствие «расслоения», частичное устранение прослоек с кристаллами Si по субграницам тройной эвтектики. Данные МРСА гомогенизированного в жидком состоянии образца сплава А34 указывают на аномально высокое пересыщение α -твердого раствора медью до 9–10 ат.% и кремнием до 7–10 ат.%, соответственно.

Таким образом, получена информация об эффективности двух рассмотренных способов повышения уровня технологических и эксплуатационных свойств припоя А34: модифицирования расплава путем гомогенизирующего перегрева и введения МКП. Основная проблема при производстве слитков припоя А34, а именно формирование в их структуре грубой тройной эвтектики ($\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Si}$) и первичных кристаллов кремния, успешно преодолевается путем гомогенизирующего перегрева расплава. Дополнительное модифицирование МКП усиливает указанное влияние гомогенизации металлической жидкости на строение и фазовый состав закристаллизованных образцов. Результаты опытов по изучению микроструктуры поверхности немодифицированного образца сплава А34 при повышенных температурах 150 и 300 °С, показывают что в процессе нагрева под пайку будет происходить выпадение из пересыщенного α -твердого раствора кристаллов CuAl_2 и Si, что усилит модифицирующий эффект.

Список использованных источников

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005. 376 с.
2. Епихин М.А., Заболеев-Зотов В.В., Мищенко Ю.Н., Цымлов А.И., Шашин А.В. Вертикальные разрезы диаграммы состояния алюминий-медь-кремний : сб. «Металловедение и прочность материалов». Волгоград, 1968. С. 368–372.
3. Справочник по пайке / под ред. И.Е. Петрунина. – 3-е изд. М.: Машиностроение, 2003. 480 с.
4. Коржавина О.А. [и др.] Вязкость и электросопротивление расплавов Al-Si и влияние их структурного состояния на строение литого металла // Расплавы. 1991. № 1. С. 10–17.
5. Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М. [и др.] Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 369 с.
6. Лепихин С.В., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В. [и др.] Модернизация высокотемпературного дифференциального термоанализатора ВДТА-8МЗ // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2005. 71. № 4. С. 35–37.