

Нагрузка на индентор составляла 0,2 Н, длина трека 5 мм. Глубина сформированного трека износа на поверхности образцов измерялась профилометром и составила ~ 2 мкм при пути трения 10 м.

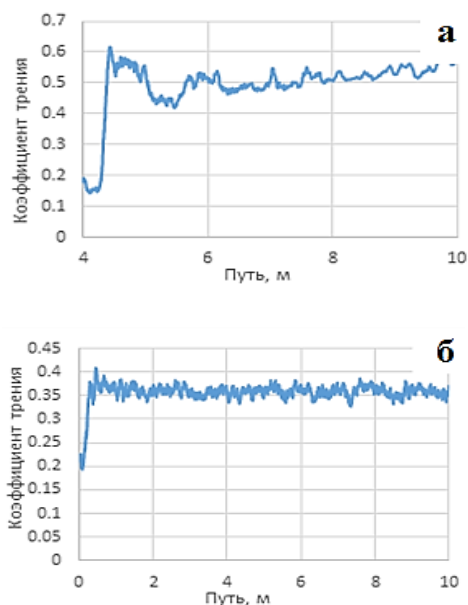


Рисунок – 5 Зависимость коэффициента трения от пути трения массивных сплавов (а) и быстрозатвердевшей фольги (б)

На рисунке 5 приведены изменения коэффициента трения в процессе испытаний для массивных образцов, полученных при скорости охлаждения 10^2 К/с, и быстрозатвердевшей фольги. Показано, что коэффициент трения в фольге ниже и имеет постоянное по глубине значение, что обусловлено дисперсностью микроструктуры.

Таким образом, легирование медью эвтектических и заэвтектических силуминов, полученных при высокоскоростном затвердевании, увеличивает значение микротвердости и понижает коэффициент трения, что может быть обусловлено образованием ультрадисперстных частиц сгма фазы, образовавшихся после распада пересыщенного медью твердого раствора на основе алюминия.

Благодарности. Работа выполнена в рамках проекта № Ф18Р-195 Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований и проекта № 18-58-00034 Российского фонда фундаментальных исследований.

Литература

1. Модифицирование силуминов мелкокристаллическими алюминиевыми сплавами / В.Ю. Стеценко, А.И. Ривкин, А.П. Гутев, Р.В. Коновалов // Вестник ГГТУ им. П. О. Сухого. – № 1. – 2009. – С. 21–24.
2. Волочко, А.Т. Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. Перспективы развития / А.Т. Волочко // Литье и металлургия. 2015. – 4(81). – С. 38–44.

УДК 538.9:669.2

ТЕРМИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСРОЗАТВЕРДЕВШИХ ОКОЛОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ge

Гусакова О.В.¹, Шуля Ю.М.¹, Скибинская А.Н.¹, Беляй Л.В.²

¹Международный государственный экологический институт имени А.Д. Сахарова БГУ,

Минск, Республика Беларусь,

²Белорусский государственный университет

Минск, Республика Беларусь

На данный момент эвтектические и околоэвтектические сплавы системы Al-Ge нашли широкое применение в электронной промышленности в качестве высокотемпературных припоев [1]. В то же время данные сплавы, полученные традиционными методами, отличаются неоднородной микроструктурой и, как результат, неудовлетворительными физико-техническими свойствами. Для полного расплавления материала, полученного традиционными способами требуется перегрев выше температуры эвтектики на 7–15 градусов. Переход к высоким температурам увеличивает текучесть сплава и может привести к избыточному потоку в нежелательные области в соединении. Кроме того, если расплавление будет протекать не равномерно то распределение температуры не будет однородным и вязкость расплава будет меняться. Некоторые области соединения могут быть твердые и другие жидкие, что при-

ведет к неоднородной структуре при затвердевании. Поэтому актуальным является разработка методов получения материала с узким интервалом плавления. К таким методам относятся сверхбыстрая закалка из расплава.

Структура материалов, получаемых при сверхвысоких скоростях охлаждения расплава, существенно отличается от структуры материалов, изготовленных традиционными технологиями. Дисперсность и однородность микроструктуры материалов, получаемых высокоскоростным затвердеванием, может приводить как к сужению температурного интервала плавления [2] так и к изменению температуры плавления сплавов, в том числе смещению эвтектической точки. В связи с этим исследование физических свойств сплавов системы Al-Ge около эвтектического составов полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава является актуальным.

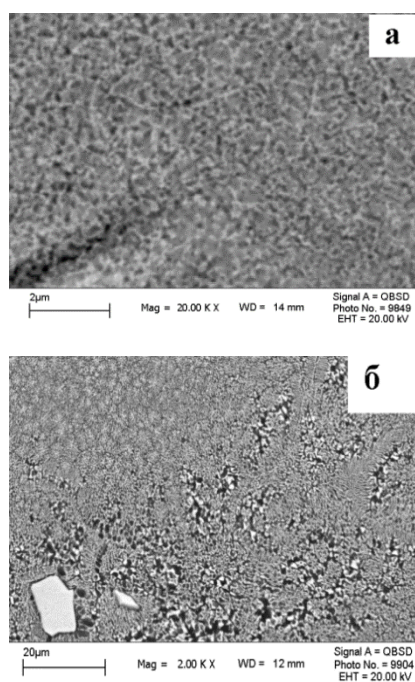


Рисунок 1 – Микроструктура фольги (а) и массивного образца сплава Al - 31 ат. % Ge

Быстрозатвердевшие фольги изготавливались из массивных образцов составов Al – Ge предварительно сплавляемых в графитовых изложницах при скорости охлаждения расплава 10^2 К/с. При изготовлении фольг капля расплава массой 0,2–0,3 г выплескивалась на полированную внутреннюю поверхность вращающегося полого медного цилиндра. Температура расплава контролировалась термопарой расположенной в непосредственной близости от расплава и задавалась в пределах 550–570 К. Для гомогенизации расплава время его выдержки в печи составляло 60 секунд.

В используемом методе получалась фольги, ширина которых изменялась в среднем от 5 до 10 мм, длина достигала 10 см, а средняя толщина составляла 80 мкм. Средняя скорость охлаждения расплава при этом составляла 10^5 К/с.

Микроструктура анализировалась с помощью растрового электронного микроскопа.

Исследования термодинамических характеристик сплавов проводилось методом дифференциальной сканирующей калориметрии с помощью анализатора NETZSCH STA 2500 REGULUS. Образцы нагревались со скоростью 10 К/м в температурном диапазоне от 100 до 350 °С. Масса исследуемых фольг находилась в пределах 7–15 мг, масса массивных образцов 30–40 мг. Температуры и интервалы плавления определялись по пересечению с базовой линией касательных в точке перегиба восходящей линии пика плавления. Микротвердость измерялась на микротвердомере 735MVA. При нагрузке 50 г. Среднее значение микротвердости находилось по 30-ти отпечаткам.

Максимальная погрешность при определении величины микротвердости не превышает 9 %.

На рисунке 1 приведены микроструктуры сплава фольги и массивного образца Al- 31 ат. % Ge, наиболее близкого по составу к эвтектическому.

Быстрозатвердевшие фольги имеют однородную микроструктуру, тогда как в массивных образцах наблюдается выделение первичных кристаллов германия, что приводит к обеднению расплава германием и образованию кроме участков эвтектического состава областей, содержащих дендриты алюминия.

На рисунках 2 и 3 приведены результаты дифференциальной сканирующей калориметрии фольг и массивных образцов сплавов системы Al-Ge околоэвтектических. Плавление всех сплавов начинается при температуре 419 °С, что соответствует равновесной диаграмме плавления эвтектики.

В сплавах содержащих 31 ат.% Ge (рис. 2) на пиках плавления наблюдаются характерные изломы, соответствующие плавлению в температурном интервале, как для массивных образцов, так и для фольг. Температурный интервал плавления массивных образцов соответствует интервалу на равновесной диаграмме состояния. Сверхбыстрая закалка из расплава приводит к сужению интервала плавления фольги околоэвтектических сплавов в 3 раза по сравнению с массивными образцами. Исследования процессов плавления сплавов Al – 33 ат. % Ge, показали аналогичные результаты.

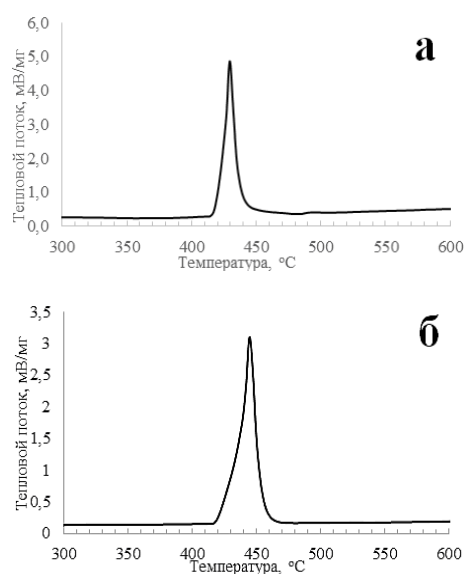


Рисунок 2 – Термограммы плавления сплавов системы Al - 31 ат. % Ge

Как показано на рис. 3 для доэвтектических сплавов Al - 24 ат. % Ge как массивных образцов, так и быстрозатвердевших фольг наблюдается два

пика плавления, соответствующих плавлению эвтектики Al-Ge и пику плавления первичного алюминия.

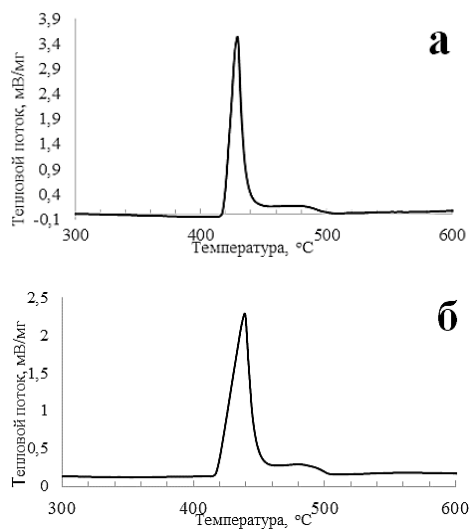


Рисунок 3 – Термограммы плавления сплавов системы Al-24 ат. % Ge

Зависимость микротвердости фольги сплавов системы Al-Ge от концентрации Ge представлены на рис. 4. Рост микротвердости обусловлен повышением концентрации фазы германия, имеющей высокую твердость.

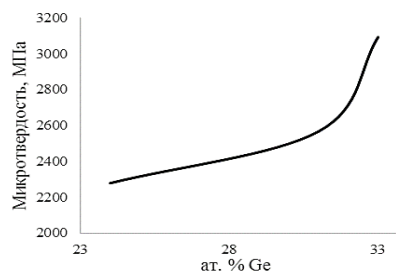


Рисунок 4 – Микротвердость сплавов систем Al-Ge

Таким образом, выявлено, что сверхбыстрая закалка из расплава приводит к сужению температурного интервала плавления в 3 раза для околоэвтектических сплавов системы Al-Ge.

Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Ф18МВ-005).

Литература

1. Nakagawa, Keiyu Microstructure Changes of Al-Ge Alloys with Repeated Loading / Keiyu Nakagawa, Teruto Kanadani, Goroh Itoh // *Materia Japan*. – 2003. – V. 42. – P. 855–855.
2. Гусакова, О.В Распад пересыщенного твердого раствора в быстрозатвердевших фольгах сплавов системы олово-кадмий / О.В. Гусакова, В.Г. Шепелевич // *Физика металлов и металловедение*. – 2014. – Т. 115, № 2. – С. 143–148.

УДК. 539.216; 539.22

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ ФОЛЬГИ Sn-Zn-Ga Гусакова О.В.¹, Шепелевич В.Г.², Гусакова С.В.²

¹Международный государственный экологический институт имени А.Д. Сахарова БГУ,
Минск, Республика Беларусь,

²Белорусский государственный университет
Минск, Республика Беларусь

Увеличение количество исследований, посвященных материалам для пайки, обусловлено переходом промышленности на бессвинцовую пайку. Практически все материалы для бессвинцовых припоев являются сплавами на основе олова [1]. Особое внимание уделяется исследованию зеренной структуры паяных соединений, получаемых при пайке сплавами олова. Было установлено, что при использовании чистого олова паяное соединение состоит из одного-двух зерен [2], что приводит к отрицательному влиянию на его механические свойства: наблюдаются неоднородность распределения напряжения, растрескивание, рост усов [3]. Показано, что в микронных каплях припоев на основе сплавов Sn-Ag и Sn-Ag-Cu затвердевание протекает с образованием зерна с несколькими двойниками [4]. В связи с этим актуальным является исследование зеренной структуры микронных слоев сплавов на основе

эвтектики Sn-Zn, обладающей хорошими механическими свойствами.

Фольга толщиной в несколько десятков микрон получалась методом сверхбыстрой закалки из расплава в результате затвердевания тонкого слоя расплава после его растекания по поверхности вращающегося кристаллизатора. Исследованы зеренная структура фольги олова и сплавов Sn-Zn эвтектического и околоэвтектического составов легированных Ga. Методом дифракции обратно отраженных электронов проводились исследования зеренной структуры у стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору.

На рис. 1 приведена зеренная структура чистого олова (а) и схема окраски зерен в зависимости от их ориентации (б).

Фольга чистого олова отличается образованием крупных вытянутых зерен шириной до 100 мкм, их длина достигает 500 мкм. Зерна не имеют