

УДК 5440.15.33:546.62'46+546.62'47:54-14+536.421.4+532.696.5

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ Al–Mg И Al–Zn: ЖИДКОЕ СОСТОЯНИЕ, КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ

© 2025 г. Е. А. Баталова^{1,*}, Л. В. Камаева¹, И. В. Шутов²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук», Ижевск, Россия

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Удмуртский государственный университет», Ижевск, Россия

*E-mail: elizaveta.smagina.97@mail.ru

Поступила в редакцию 11.06.2025 г.

После доработки 09.07.2025 г.

Принята к публикации 23.07.2025 г.

Экспериментально измерены концентрационные зависимости кинематической вязкости и переохлаждения расплавов Al–Mg в области, богатой Mg, и расплавов Al–Zn, в области, богатой Zn. Экстремумы, обнаруженные на изотермах вязкости исследованных расплавов, согласуются с особенностями на концентрационных зависимостях их переохлаждения. Показана возможность использования сплава Al₇Zn₉₃ в качестве припоя для сплава AMg6.

Ключевые слова: сплавы Al–Mg, сплавы Al–Zn, вязкость, кристаллизация, контактное взаимодействие, эвтектика.

DOI: 10.7868/S3034646025110028

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы интерес к сплавам систем Al–Mg и Al–Zn стремительно растет в связи с тем, что эти сплавы могут использоваться в качестве конструкционных и биоматериалов. Изделия из сплавов алюминия с магнием отличаются сочетанием высоких прочностных характеристик с рекордно низким весом, а также хорошей биосовместимостью и отличной демпфирующей способностью [1–2]. В свою очередь сплавы алюминия с цинком обладают высокой жидкотекучестью, хорошим механическим свойствам и коррозионной стойкостью [3–4]. В связи с этим материалы на основе Al–Mg и Al–Zn широко востребованы в разработке современных биметаллических композитов (БKM). БKM объединяют в себе уникальные достоинства различных металлов или сплавов, входящих в их состав [5–6]. Так, например, результаты исследований контактного взаимодействия сплавов марки AMg со сплавами систем Al–Mg и Al–Zn (с большим содержанием Mg или Zn) представлены в работах [7–9].

При разработке БKM крайне важно обеспечить прочную связь между составляющими компонентами. Свойства и размер переходной области, формирующейся в месте их соединения, определяются процессами диффузии элементов вблизи границы раздела материалов [10]. В свя-

зи с этим возникает потребность в углубленном исследовании контактного взаимодействия между металлами, входящими в состав композита, включая условия, когда они переходят в жидкую фазу. Поскольку подавляющее большинство технологических процессов при получении современных материалов связано с кристаллизацией из расплава, необходимо подробно исследовать его исходную структуру [11–12]. Исследования, представленные в работах [13–15], демонстрируют, что изучение характеристик расплавленного вещества дает возможность получить ценные сведения о структуре и свойствах образующихся твердых фаз. Комплексный подход, основанный на изучении температурных и концентрационных зависимостях свойств расплава, чувствительных к структурным изменениям, таких как вязкость и переохлаждение, является особенно точным и полезным инструментом в этом направлении [16–17]. Кроме того, наличие точных экспериментальных данных по вязкости расплавов играет важную роль в развитии теоретических представлений и компьютерного моделирования жидкой фазы вещества [18]. На сегодняшний день вязкость жидких сплавов Al–Mg достаточно хорошо исследована, однако ее значения в разных работах плохо согласуются между собой [19]. Авторами работы [19] проведено сравнение имеющихся экспериментальных и расчи-

танных данных о вязкости расплавов Al–Mg. Экспериментальные данные по вязкости сплавов Al–Zn, напротив, очень немногочисленны и тоже не согласуются между собой. В обоих случаях причиной разногласия результатов может быть высокая летучесть магния и цинка.

Поэтому в работе проводилось комплексное исследование концентрационных зависимостей вязкости и переохлаждения расплавов Al–Mg и Al–Zn (в областях с большим содержанием Mg и Zn), а также их микроструктуры в эвтектических областях. На основании этого исследования были выбраны сплавы для проведения экспериментов по контактному взаимодействию со сплавом AMg6 с целью дальнейшей разработки нового припоя для него.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе была определена кинематическая вязкость (ν) двухкомпонентных жидких сплавов Al–Mg, где концентрация Mg варьировалась от 70 до 95 ат. %, и Al–Zn, с содержанием Zn в диапазоне от 70 до 98 ат. %. Эксперименты проводили методом затухающих крутильных колебаний цилиндрического тигля из Al_2O_3 с расплавом в защитной атмосфере очищенного He. Для исключения влияния оксидной пленки на верхней границе расплава размещали крышку также из Al_2O_3 , выступающую в качестве второй торцевой поверхности [20]. Расчет вязкости осуществлялся по методике Швидковского [21]. В исследовании [22] представлено детальное описание автоматизированной системы, использованной для проведения измерений, а также рассмотрена методика экспериментального определения и вычисления вязкости.

Образцы для исследований получали сплавлением в печи вискозиметра электролитического алюминия: с особо чистым магнием при температуре 800 °C в течение 30 мин; с особо чистым цинком при температуре 750 °C в течение 15 мин. Масса полученных образцов варьировалась в зависимости от их состава: для сплавов Al–Mg масса составляла 7–8 г, а для сплавов Al–Zn – 14–15 г.

При исследовании вязкости систем Al–Mg и Al–Zn отяжеляющим обстоятельством является их интенсивное испарение. В работе [23] было показано, что длительные эксперименты в жидком состоянии в системе Al–Zn приводят к гистерезису значений вязкости вследствие изменения массы образца, которое приводит к изменению логарифмического декремента затухания. Однако наблюдаемые изменения массы (~5%), декремента затухания (~4–6%) и высоты расплава в тигле (~2%) при испарении Zn могут быть включены в ошибку измерения вязкости, поскольку при таких изменениях значения параметров измерения остаются в пределах расчетной области метода Швидковского [21]. Общая ошибка изме-

рения вязкости в этом случае достигает 11%, что значительно выше обычно наблюдаемого значения при отсутствии испарения.

Измерения вязкости проводили после переплава в условиях постепенного снижения температуры после изотермических выдержек на каждой температуре в течение 5 мин для системы Al–Mg и 3 мин – для системы Al–Zn. На каждой температурной ступени было выполнено по 10 измерений. Принимая во внимание тот факт, что цинк во время экспериментов испаряется более интенсивно, чем магний, политермы вязкости расплавов Al–Zn регистрировали при охлаждении от 750 °C до температуры плавления. Затем температурные зависимости вязкости этих расплавов измерялись еще в одном цикле нагрев-охлаждение от температуры плавления образцов до 750 °C. В то время, как повторный нагрев и последующее охлаждение расплавов Al–Mg осуществлялись после кристаллизации и охлаждения образцов до комнатной температуры.

На рисунке 1 представлены температурные зависимости вязкости расплавов $Al_{30}Mg_{70}$ (рис. 1а), $Al_{20}Mg_{80}$ (рис. 1б), $Al_{22}Zn_{78}$ (рис. 1в) и Al_2Zn_{98} (рис. 1г) в полулогарифмических координатах. Наблюдаемый разброс значений вязкости вызван испарением Zn и Mg. Для системы Al–Mg испарение магния в ходе эксперимента приводит к уменьшению массы не более чем 0.1 г, что составляет 1% от общей массы образца, при этом состав сплава изменяется на 0.3–0.4 ат.%. В свою очередь высота расплава в тигле изменяется в ходе эксперимента на 1.5%, что меньше, чем при изменении условий смачивания в экспериментах с одной торцевой поверхностью [20]. Помимо учета вкладов в общую ошибку, связанных с изменением массы и высоты при испарении, мы также несмотря на разброс значений все политермы вязкости для одного образца аппроксимируем одной общей экспонентой. Такой шаг приводит к увеличению ширины доверительного интервала, однако дает нам возможность учесть все вклады, вносимые в определение общей ошибки вязкости, которая для системы Al–Mg составила 13%. Далее по этим температурным зависимостям нами были построены концентрационные зависимости вязкости при различных температурах.

В ходе детального изучения процессов кристаллизации расплавов Al–Mg и Al–Zn использовали метод дифференциального термического анализа (ДТА). Исследования проводились на автоматизированной установке, методика работы с которой описана в публикациях [24–25]. Термограммы, полученные с помощью ДТА, были построены при нагреве образцов Al–Mg и Al–Zn со скоростью 20 °C/мин, до 800 и 750 °C соответственно. На основании полученных термограмм мы установили температуры всех фазовых переходов, происходящих в образцах в ходе экспери-

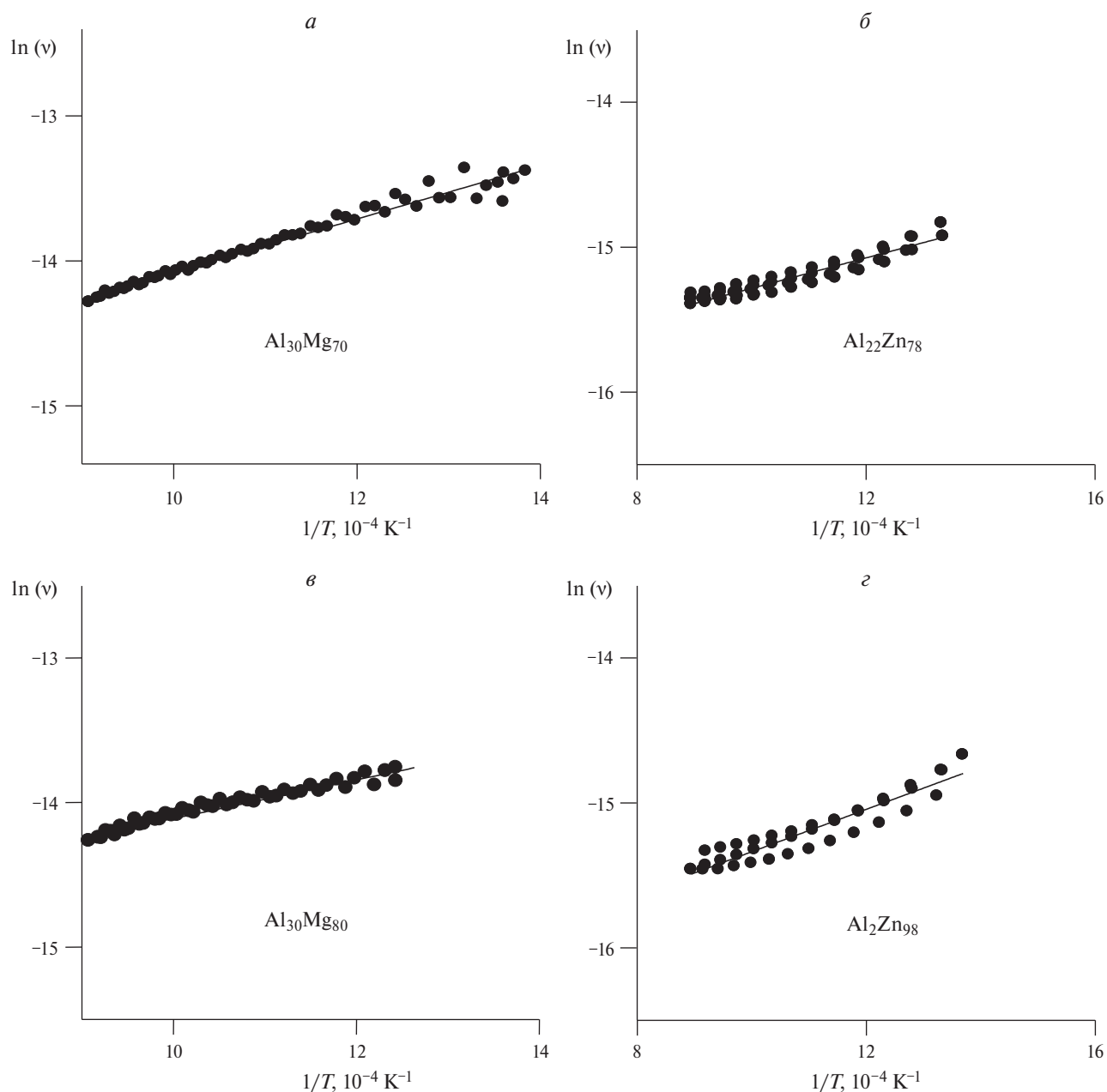


Рис. 1. Температурные зависимости вязкости расплавов $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ (*a*), $\text{Al}_{20}\text{Mg}_{80}$ (*в*), $\text{Al}_{22}\text{Zn}_{78}$ (*б*) и $\text{Al}_2\text{Zn}_{98}$ (*г*) в полулогарифмических координатах.

ментов. Также была определена последовательность кристаллизационных процессов и степень переохлаждения (ΔT), при котором начиналась кристаллизация в условиях медленного контролируемого охлаждения (менее 1 K/c).

Для изучения того, как скорость охлаждения и начальная температура расплава влияют на переохлаждение, в данной работе было выполнено две серии экспериментов. Первая серия включала циклирование, в ходе которого расплав охлаждали от температур $800 \text{ }^\circ\text{C}$ (Al-Mg) или $750 \text{ }^\circ\text{C}$ (Al-Zn) с разными скоростями: 20, 50 и $100 \text{ }^\circ\text{C/мин}$. Вторая серия экспериментов каса-

лась термоциклирования, где охлаждение происходило со скоростью $100 \text{ }^\circ\text{C/мин}$ от различных температур расплава в диапазоне от температуры плавления до 800 или $750 \text{ }^\circ\text{C}$.

Для более детального понимания процессов затвердевания сплавов исследуемых систем образцы после ДТА исследовали на микроскопе Zeiss Axio Vert A1 с автоматизированным анализатором микроструктуры фрагментов твердых тел AXALIT. При изготовлении микрошлифов сплавы Al-Mg запрессовывали в бакелит, а сплавы Al-Zn заливали эпоксидной смесью. После этого образцы подверглись шлифовке на алмазных

кругах, где размеры частиц варьировались от 75 до 15 мкм. Далее, для полировки использовали сукно и суспензию оксида алюминия с размерами частиц от 3 до 0.5 мкм. Для травления образцов Al–Mg применяли 2% водный раствор соляной кислоты, а для образцов Al–Zn использовали 1% раствор соляной кислоты в спирте.

Эксперименты по контактному взаимодействию сплава AMg6, содержащего 91.1–93.68 % алюминия, 5.8–6.8 % магния и 0.5–0.8 % марганца, со сплавами на основе систем Al–Mg и Al–Zn проводили следующим образом: на пластины сплава AMg6 (ГОСТ 21631) механически наносили припой на основе магния ($\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$) или цинка ($\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$), соответственно. Механическое нанесение припоя (лужение) на основе магния проводили при 450 °С, припоя на основе цинка – при 400 °С. Выбранные температуры лужения соответствуют жидкому состоянию сплавов $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ и $\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$ при их перегревах над температурой ликвидус не более 50 °С, что соответствует технологии пайки. Затем полученные композиты быстро охлаждали ($v = 50\text{--}100$ °С/мин).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 2 изображены графики, отражающие изменение вязкости расплавов Al–Mg (рис. 2а) и Al–Zn (рис. 2б) в зависимости от концентрации компонентов (Mg или Zn) при четырех различных температурах. Эти изотермы были построены по температурным зависимостям

вязкости, представленным на рисунке 1. Кроме описанного выше гистерезиса на температурных зависимостях вязкости не выявлено существенных отклонений, указывающих на изменение химического взаимодействия в расплаве [23, 26]. Анализ полученных концентрационных зависимостей показывает, что вязкость расплавов в обеих исследованных системах изменяется сложным, нелинейным образом. При сопоставлении наблюдающихся минимумов в области 70 ат.% Mg (рис. 2а) и 87 ат.% Zn (рис. 2б) с равновесными диаграммами состояния систем Al–Mg и Al–Zn по данным [27], соответственно, было установлено, что обнаруженные экстремумы находятся в эвтектических концентрациях обеих систем.

Также на рисунке 2а представлены имеющиеся литературные данные для некоторых сплавов системы Al–Mg [28] при температуре 650 °С и чистого магния [29–30] при температурах 650, 700 и 800 °С. Из рисунка видно, что имеется большой разброс в значениях вязкости чистого Mg, а концентрационная зависимость по данным работы [28] принципиально отличается от полученной нами. При этом интервал значений v , полученный в нашей работе, совпадает с интервалом из литературных данных. На рисунке 2б изображены литературные данные по вязкости чистого цинка [31–35] при температуре 550 °С и по вязкости сплава $\text{Al}_{25}\text{Zn}_{75}$ [36] при температуре 700 °С. Полученные в нашем исследовании изотермиче-

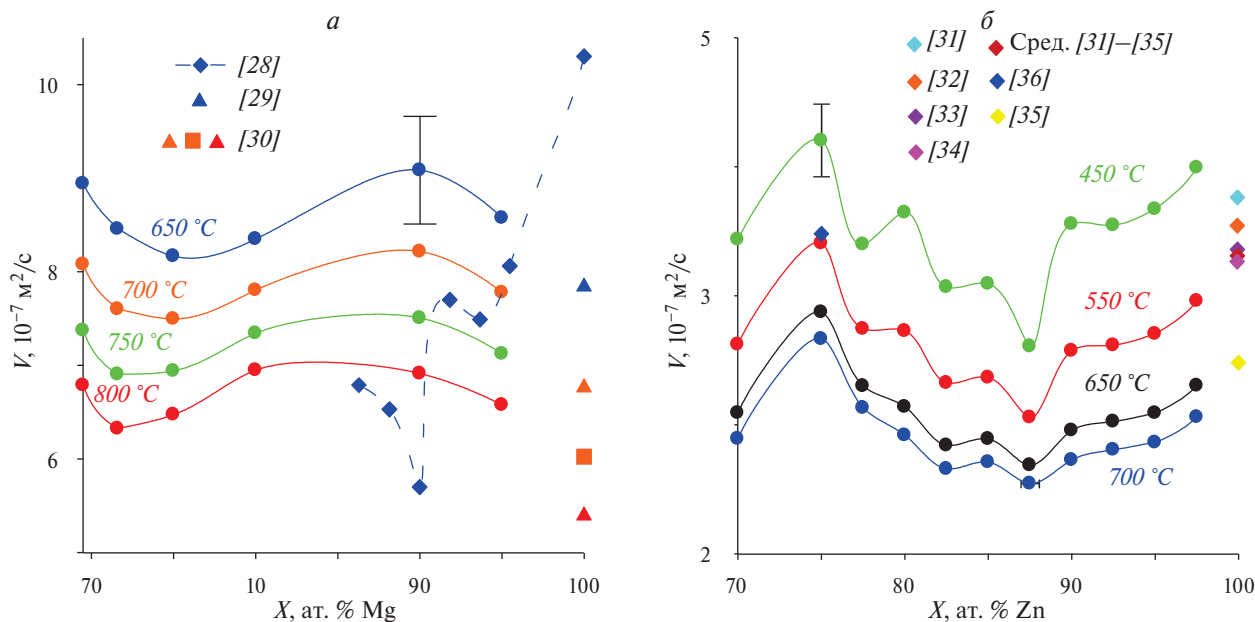


Рис. 2. Концентрационные зависимости вязкости расплавов Al–Mg (от 70 до 95 ат.% Mg), литературные данные по вязкости расплавов Al–Mg [28] и литературные данные по вязкости чистого магния [29–30] при температурах: 650 °С (синий), 700 °С (оранжевый), 750 °С (зеленый), 800 °С (красный) (а). Концентрационные зависимости вязкости расплавов Al–Zn (от 70 до 98 ат.% Zn) при температурах: 450 °С (зеленый), 550 °С (красный), 650 °С (черный), 700 °С (синий), литературные данные по вязкости чистого цинка [31–35] при 550 °С и литературные данные по вязкости сплава $\text{Al}_{25}\text{Zn}_{75}$ при 700 °С [36] (б).

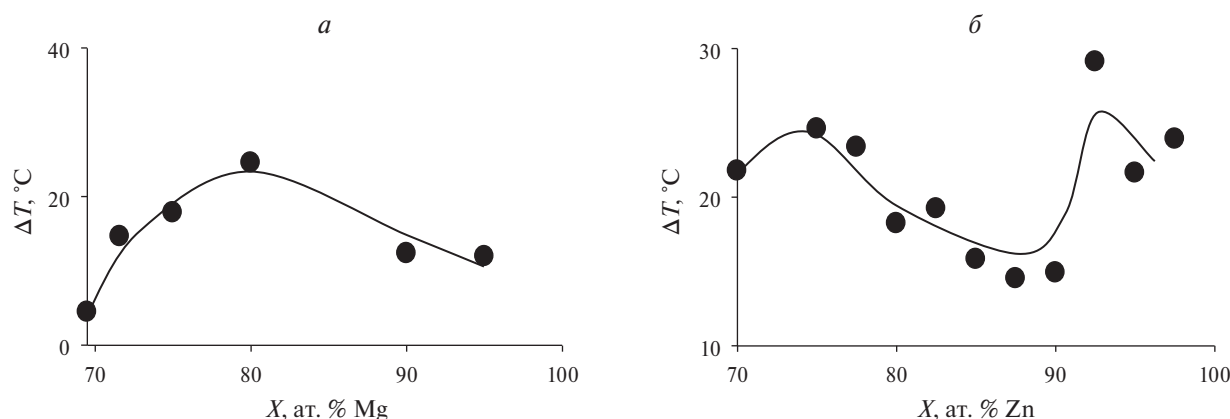


Рис. 3. Концентрационные зависимости переохлаждения расплавов Al–Mg (от 70 до 95 ат.% Mg) (а) и Al–Zn (от 70 до 98 ат.% Zn) (б).

ские данные при 550 °С для вязкости чистого Zn демонстрируют хорошее соответствие со средними значениями, представленными в литературных источниках. Значение ν сплава $\text{Al}_{25}\text{Zn}_{75}$ совпадает с полученным нами также при 550 °С.

Несмотря на то, что экстремумы, обнаруженные при эвтектических концентрациях на изотермах вязкости, находятся в пределах общей ошибки ее определения, они находят свое отражение на концентрационных зависимостях переохлаждения обеих исследованных систем (см. рис. 3).

Значения величины переохлаждения, необходимого для инициализации процесса кристаллизации исследованных расплавов Al–Mg и Al–Zn, определенные по термограммам ДТА в экспериментах по циклированию и термоциклированию, были усреднены. Полученные в результате концентрационные зависимости средней величины ΔT представлены на рисунке 3. Видно, что кристаллизация сплавов обеих систем протекает при невысоких переохлаждениях (до 30 °С). Минимальные значения переохлаждения расплавов Al–Mg и Al–Zn наблюдаются, соответственно, при 70 ат.% Mg (рис. 3а) и 87 ат.% Zn (рис. 3б).

Особенности, выявленные на концентрационных зависимостях ν и ΔT , демонстрируют хорошее соответствие между собой и указывают на взаимосвязь между структурными изменениями в жидкой фазе и изменением условий формирования твердых фаз в процессе кристаллизации.

Поскольку высокие значения величины переохлаждения указывают на задержку в образовании первичных кристаллов а, следовательно, на более долгое пребывание сплава в жидком состоянии при затвердевании, то высокие значения ΔT должны негативно сказываться на формировании переходной зоны при контактном плавлении. В свою очередь вязкость характеризует текущие свойства жидкости: низкие значения вязкости расплава являются одним из факторов, обеспечивающих высокие значения жидкотекучести

расплава в процессе затвердевания, что необходимо при лужении матрицы припоем.

На основании такого комплексного анализа вязкости и процессов затвердевания сплавов на основе систем Al–Mg и Al–Zn для исследования их контактного взаимодействия со сплавами марки АМг нами были выбраны следующие составы: $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ и $\text{Al}_{7}\text{Zn}_{93}$, которые оптимально удовлетворяют вышеизложенным требованиям.

На рисунках 4а,б представлены исходные микроструктуры выбранных сплавов, полученных при следующих условиях: охлаждение от 450 °С со скоростью 50 °С/мин для $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ и охлаждение от 750 °С со скоростью 100 °С/мин для $\text{Al}_{7}\text{Zn}_{93}$. Микроструктура сплава $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ представлена первичными кристаллами интерметаллида $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ и небольшим количеством эвтектики $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}$ между ними (рис. 4а). Сплав $\text{Al}_{7}\text{Zn}_{93}$ в основном состоит из эвтектики $\text{Zn}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Zn})$ и небольшого количества первичных дендритов на основе $\alpha\text{-Al}$ (рис. 4б). Проведенный анализ микроструктур показывает, что в выбранных условиях охлаждения кристаллизация сплавов $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ и $\text{Al}_{7}\text{Zn}_{93}$ протекает не равновесно, так как полученные микроструктуры не совпадают с равновесными диаграммами состояния сплавов Al–Mg и Al–Zn [27]. Согласно этим диаграммам, сплав $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ должен полностью состоять из эвтектики, в то время как микроструктура сплава $\text{Al}_{7}\text{Zn}_{93}$ должна быть представлена твердым раствором на основе Zn и эвтектикой.

На рисунке 4в представлены фотографии образцов, полученных при лужении поверхности пластины АМг6 припоем $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ при 450 °С. Видно, что припой очень сильно окислился на воздухе, раскрошился и практически не растекся по поверхности матрицы. Результат взаимодействия АМг6 и припоя $\text{Al}_{7}\text{Zn}_{93}$ при 400 °С представлен на рис. 4г. Выбранный сплав отлично проявил себя при лужении им матричного мате-

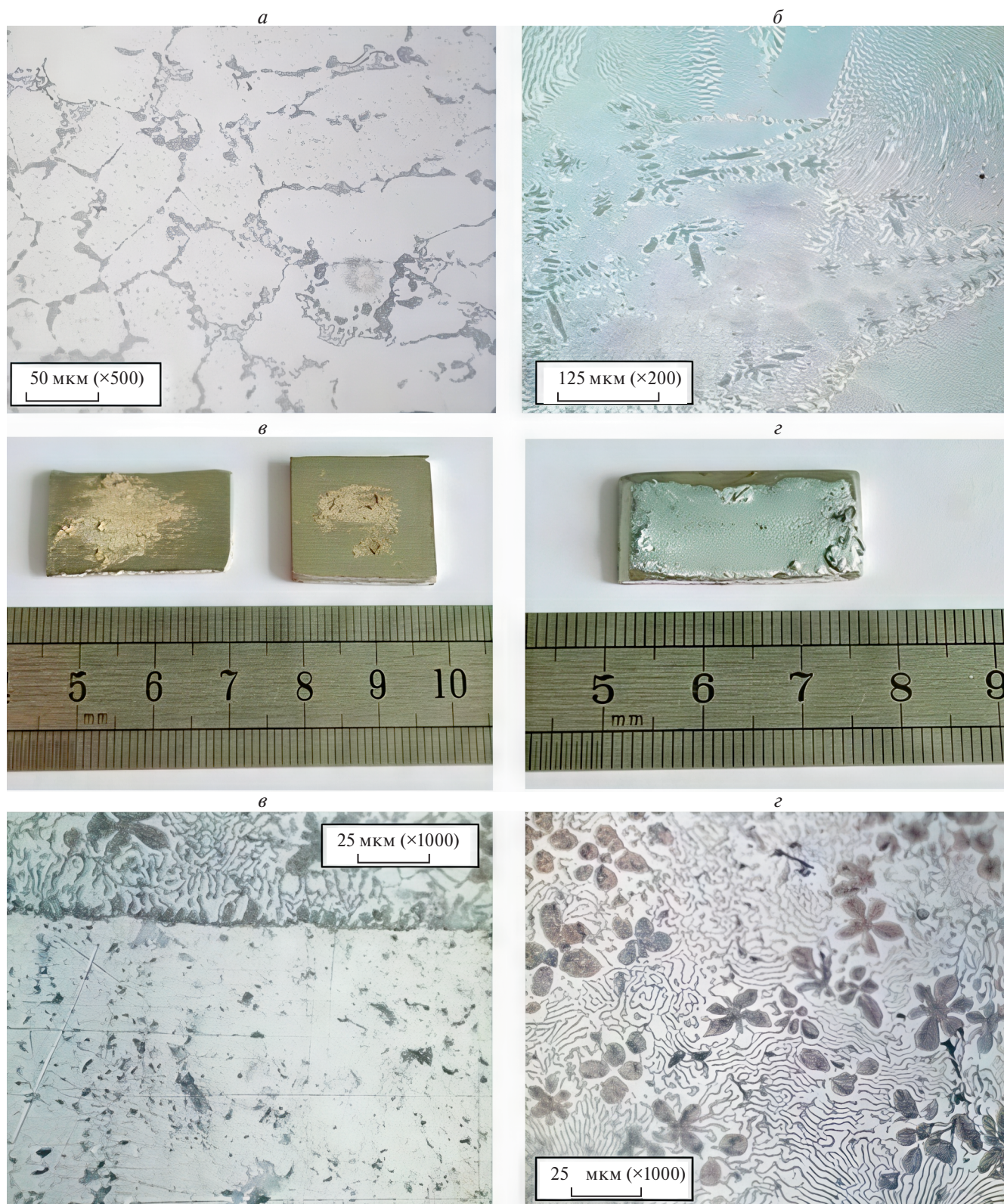


Рис. 4. Исходные микроструктуры сплавов $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ (a), $\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$ (б); результаты взаимодействия AMg6 со сплавом $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{70}$ (в) и сплавом $\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$ (з); микроструктура контактной зоны композита AMg6/ $\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$ (д), микроструктура сплава $\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$ после эксперимента по контактному взаимодействию с AMg6 (е).

риала (легко и быстро растекался по всей поверхности пластины).

Микроструктура полученного композита $\text{AMg6/Al}_7\text{Zn}_{93}$ приведена на рисунке 4д. Видно, что уже на этапе лужения вследствие активного взаимодействия между Zn и Al формируется плотная и однородная контактная зона. Это взаимодействие также способствует образованию развитой микроструктуры в зоне соединения. В ходе эксперимента фазовый состав припоя не претерпевает изменений и состоит из эвтектики и твердого раствора на основе алюминия (темные кристаллы) (рис. 4е), однако доля первичных дендритов Al увеличивается, причем на границе подложка/припой образуется выраженный ряд нежелательных столбчатых дендритов Al . Исходная микроструктура подложки, приведенная в работе [9], также остается неизменной после проведения эксперимента.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные в работе исследования вязкости и процессов кристаллизации расплавов Al-Mg (от 70 до 95 ат. % Mg) и Al-Zn (от 70 до 98 ат. % Zn) показали, что минимумы на их концентрационных зависимостях η в области 70 ат. % Mg и 87 ат. % Zn , соответственно, согласуются с экстремумами на их концентрационных зависимостях ΔT , что указывает на взаимосвязь структуры исследуемых расплавов в жидком и твердом состояниях.

Эксперимент по контактному взаимодействию показал, что сплав $\text{Al}_7\text{Zn}_{93}$ весьма неплохо проявил себя в качестве припоя для сплава AMg6 , образуя удовлетворительную зону контакта на стадии лужения. Однако при проведении дальнейших исследований необходимо выбирать сплав Al-Zn с большим содержанием цинка, имеющим в своей исходной структуре меньшее количество первичных дендритов алюминия. Кроме того, нужно уменьшить температуру лужения, чтобы избежать образования столбчатых кристаллов Al на границе подложка/припой. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00370, <https://rscf.ru/project/24-22-00370/>

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панова Т.В., Ковивчак В.С. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 4. С. 52; Panova T.V., Kovivchak V.S. // J. Surf. Invest. 2021. V. 15. P. 157.
2. Liu C., Li Y., Ge Q. et al. // Mater. Lett. 2021. V. 300. Art. No. 130181.
3. Pola A., Tocci M., and Goodwin F.E. // Metals. 2020. V. 10. No. 2. P. 253.
4. Katarivas Levy G., Goldman J., and Aghion E. // Metals. 2017. V. 7. No. 10. P. 402.
5. Sun L., Li F., Zhang A.X. et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2024. V. 892. P. 146105.
6. Камболов Д.А., Кашежев А.З., Кутуев Р.А. и др. // Изв. РАН. Сер. физ. 2014. Т. 78. № 8. С. 1016; Kambolov D.A., Kashezhev A.Z., Kutuev R.A. et al. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2014. V. 78. No. 8. P. 785.
7. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., and Pashkov I.N. // Russ. Metall. 2018. V. 2018. No. 5. P. 445.
8. Шутлов И.В., Камаева Л.В., Баталова Е.А. и др. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 8. С. 80; Shutov I.V., Kamaeva L.V., Batalova E.A. et al. // J. Surf. Invest. X-ray. 2022. V. 16. No. 4. P. 633.
9. Баталова Е.А., Камаева Л.В., Шутлов И.В. и др. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2024. № 5. С. 80; Batalova E.A., Kamaeva L.V., Shutov I.V. et al. // J. Surf. Invest. X-ray. 2024. V. 18. No. 2. P. 453.
10. Suresh K.S., Krishnamoorthi J., Ravisankar B., and Balusamy V. // J. Mater. Process. Technol. 2017. V. 242. P. 139.
11. Чернов А.А., Пильник А.А. // Письма в ЖЭТФ. 2015. Т. 102. № 8. С. 591; Chernov A.A., Pil'nik A.A. // JETP Lett. 2015. V. 102. No. 8. С. 526.
12. Попель П.С., Сидоров В.Е., Бродова И.Г. и др. // Расплавы. 2020. № 1. С. 3.
13. Ryltsev R.E., Chitchelev N.M. // J. Phys. Cond. Matter. 2022. V. 34. Art. No. 404002.
14. Kamaeva L.V., Ryltsev R.E., Lad'yanov V.I., and Chitchelev N.M. // J. Mol. Liquid. 2020. V. 299. Art. No. 112207.
15. Балякин И.А., Рыльцев Р.Е., Шелкачев Н.М. // Письма в ЖЭТФ. 2023. Т. 117. № 5. С. 377; Balyakin I.A., Ryltsev R.E., Chitchelev N.M. // JETP Lett. 2023. V. 117. No. 5. P. 370.
16. Камаева Л.В., Стерхова И.В., Ладьянов В.И. // Неорг. матер. 2012. Т. 48. № 3. С. 378; Kamaeva L.V., Sterkhova I.V., Ladyanov V.I. // Inorg. Mater. 2012. V. 48. No. 3. P. 318.
17. Регель А.Р., Глазов В.М. Закономерности формирования структуры электронных расплавов. М.: Наука, 1982. 320 с.
18. Iida T., Guthrie R.I.L. The Thermophysical Properties of Metallic Liquids. Oxford: University Press, 2015. 640 p.
19. Gancarz T., Jourdan J., Gasior W., and Henein H. // J. Mol. Liquid. 2018. V. 249. P. 470.
20. Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И., Олянина Н.В. // Расплавы. 2009. № 6. С. 19.
21. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гостехиздат, 1955. 207 с; Shvidkovskiy E.G. Certain Problems Related to the Viscosity of Fused Metals. NASA Technical Translation F-88, 1962.
22. Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I. // Instrum. Exp. Tech. 2008. V. 51. No. 2. P. 304.
23. Баталова Е.А., Файзуллина С.В., Гильмутдинов В.Ф., Камаева Л.В. // Хим. физика и мезоскоп. 2024. Т. 26. № 4. С. 529.
24. Sterkhova I.V., Kamaeva L.V. // J. Non-Cryst. Solids. 2014. V. 401. P. 250.
25. Пеняева В.Д., Камаева Л.В., Рыльцев Р.Е., Шелкачев Н.М. // Хим. физика и мезоскоп. 2021. Т. 23. № 1. С. 90.
26. Kamaeva L.V., Batalova E.A., and Chitchelev N.M. // Proc. 16th Sino-Russ. Symp. Adv. Mater. Technol. Nonferr. Metals Soc. (China, 2023). P. 194.
27. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3 томах. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
28. Гуанбао М., Охапкин А.В., Константинова Н.Ю. и др. // Расплавы. 2012. № 4. С. 74; Guanbao M.,

- Okhapkin A.V., Konstantinova N.Y. et al. // Russ. Metallurgy (Metally). 2013. No. 2. P. 90.*
29. *Смитлз К.Дж.* Металлы: Справ. изд. М.: Металлургия, 1980. 448 с.
30. *Лепинских Б.М., Белоусов А.А., Бахвалов С.Г. и др.* Транспортные свойства металлических и шлаковых расплавов: Справ. изд. М.: Металлургия, 1995. 649 с.
31. *Budde J., Sauerwald F. // Z. Phys. Chem. 1965. V. 230. P. 42.*
32. *Brooks R.F., Dinsdale A.T., and Quested P.N. // Meas. Sci. Technol. 2005. V. 16. No. 2. P. 354.*
33. *Liu Y.H. // Metall. Mater. Trans. A. Phys. 2006. V. 37. P. 2767.*
34. *Chhabra R.P., Sheth D.K. // Int. J. Mater. Res. 1990. V. 81. No. 4. P. 264.*
35. *Porter F.C.* Zinc Handbook: Properties, Processing, and Use in Design. CRC Press, 1991. 628 p.
36. *Trybula M.E., Gancarz T., and Gasior W. // Fluid Phase. Equilib. 2016. V. 421. P. 39.*

Eutectic Al–Mg and Al–Zn alloys: liquid state, crystallization and contact interaction

E. A. Batalova^{a,*}, L. V. Kamaeva^a, I. V. Shutov^b

^a*Udmurt Federal Research Center of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, 426067 Russia*

^b*Udmurt State University, Izhevsk, 426034 Russia*

^{*}*e-mail: elizaveta.smagina.97@mail.ru*

The concentration dependences of the kinematic viscosity and supercooling of Al–Mg melts in the Mg-rich region and Al–Zn melts in the Zn-rich region were experimentally obtained. The extremes found on the viscosity isotherms of the melts under study are consistent with the features on the concentration dependences of their supercooling. The possibility of using the Al₇Zn₉₃ alloy as a solder for the AMg6 alloy was demonstrated.

Keywords: Al–Mg alloys, Al–Zn alloys, viscosity, crystallization, contact interaction, eutectic