

УДК 669.715:621.745

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРШНЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Si–Zr ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ РАСПЛАВА

© 2026 г. Д. Н. Борисенко^{а, *}, А. А. Жохов^а, Б. С. Редькин^а

^аИнститут физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail: bdn@issp.ac.ru

Поступила в редакцию 20.03.2026 г.

После доработки 24.06.2026 г.

Принята к публикации 27.06.2026 г.

В теории металлургических процессов поверхностное натяжение является структурно-определяющим свойством и оказывает существенное влияние на кинетику формирования дефектов и качество отливок тонкостенных деталей особо ответственного назначения. Для исследования поверхностного натяжения расплава методом лежащей капли был разработан способ получения поршневых сплавов системы Al–Si–Zr — прецизионный металлургический процесс прямого сплавления из элементарных веществ в водоохлаждаемом медном тигле в атмосфере гелия электрической дугой постоянного тока прямой полярности с бесконтактным возбуждением разряда. Комплексное безынерционное введение энергии магнитного и электрического полей, энергии резистивного и лучистого нагрева бесконтактным способом по плазменному каналу приводит к различным магнитогидродинамическим эффектам в расплавленном металле, а с учетом активной плазмохимической обработки поверхности дает преимущество перед другими способами получения прецизионных сплавов при исследовании поверхностного натяжения. Для оцифровки и построения 3D-моделей полученных слитков лежащей капли в САПР КОМПАС-3D использовали 3D-сканер Crealty Raptor с точностью до 0.02 мм. На основе полученных данных методом конечных элементов были проведены расчеты по уравнению Лапласа, и построены изотермы плотности и поверхностного натяжения силумина в зависимости от концентрации кремния при 750°C.

Ключевые слова: поршневой сплав, силумины, модификаторы, цирконий, дуговой разряд, водоохлаждаемый тигель, гелий, неплавящийся электрод, пинч-эффект, магнитогидродинамический эффект, рафинирование расплава, закалка, прецизионная металлургия.

DOI: 10.7868/S3034573126080100

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы широко используют в промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости, хорошим механическим свойствам, малому удельному весу и низкой температуре плавления [1–3]. Повышенные требования к физико-механическим и эксплуатационным свойствам алюминиевых сплавов в авиа- и автомобилестроении выделяют поршневые сплавы в особую группу литейных алюминиевых сплавов эвтектического типа с большим количеством легирующих элементов — “литейные сложнелегированные силумины” [4–8]. Характеристики

поршневых двигателей и надежность их работы определяются применяемыми материалами и технологическими особенностями их изготовления [9]. Долговечность работы и повышение надежности поршневых сплавов достигается за счет стабилизации структуры и устранения ее изменений под действием рабочих температур путем модифицирования и микролегирования [10], например, повышение прочности и износостойкости осуществляют за счет внедрения интерметаллидов и керамики в металлическую матрицу, что приводит к увеличению ресурса и снижению потерь на трение, причем важным технологиче-

ским аспектом получения таких материалов является однородность распределения частиц второй фазы по объему сплава [11–13]. Несмотря на то, что цирконий относится к группе вспомогательных легирующих элементов, модифицирующее влияние Zr приводит к значительному улучшению свойств и сопровождается измельчением строения дендритов [14], но главная его роль заключается в повышении коррозионной стойкости и жаропрочности сплава [15]. Следующий шаг на пути повышения эксплуатационных свойств поршневых сплавов был сделан благодаря применению материалов высокой чистоты, но усложнение технологического процесса и значительное удорожание производства высококачественных отливок в итоге ограничивает применение таких сплавов [16]. Развитие 3D-печати алюминиевыми сплавами имеет ряд серьезных проблем с точки зрения массового производства деталей: высокая отражающая способность Al (до 98%) делает необходимым использование высокоэнергетических CO₂-лазеров; высокая химическая активность Al и сродство к кислороду [17] приводят к риску возникновения взрыва при контакте порошка с воздухом и требуют комплексного подхода к обеспечению безопасных условий труда с использованием взрывозащищенного оборудования [18] и введения ингибиторов в состав сплава; необходимость постобработки, поры, термонапряжения и склонность к трещинообразованию значительно удорожают производство ответственных деталей [19], кроме того, химический состав сплава в процессе печати может меняться до 20% по концентрации легкоплавких элементов [20].

Стоит отметить и положительные стороны аддитивной технологии, например, предварительное легирование цирконием газораспыленных порошков Al–Mg–Zr после лазерного плавления вызывает увеличение прочности материала более чем на 40% и способствует термической стабильности мелкозернистой структуры после воздействия высоких температур из-за медленной кинетики укрупнения интерметаллида Al₃Zr, что делает такую технологию отличным кандидатом для экономичных крупномасштабных применений в аддитивном производстве [21]. Однако по причине медленной диффузии введение тугоплавкого циркония в качестве легирующей добавки даже в незначительных количествах < 1% (масс.) при прямом сплавлении компонентов сопряжено со значительными энергетическими затратами — гомогенизация расплава длится в течение 2 часов при температуре 1000°C [22], кроме того, требуется интенсивное перемешивание де-

ревянными или стальными гребками покрытыми огнеупорной краской с последующим повторным расплавлением и рафинированием лигатуры [23].

Одним из перспективных способов получения порошков для аддитивных технологий может стать механическое легирование. Однако и данная технология также является достаточно энергозатратной. Например, механическое легирование Al–Mg сплава цирконием с концентрацией 0.5, 20 и 35 ат. % проводили в высокоэнергетической мельнице Spex 8000M в атмосфере Ar в течение 9 ч с последующим отжигом порошков при 400°C в течение 1 ч [24]. Образование неупорядоченных твердых растворов Al_{1-x}Zr_x, $x = 1-10$ ат. % изучали в работе [25] с помощью механического легирования в атмосфере высокочистого аргона с использованием стальных мелющих шаров в высокоэнергетической шаровой мельнице SPEX 8000 M в течение 8 часов при комнатной температуре, рентгенодифракционный анализ показал образование неупорядоченного твердого раствора при концентрациях Zr до 1 ат. %; в то время как интерметаллические фазы Al₃Zr и Al_{9.83}Zr_{0.17} были обнаружены в сплавах с содержанием Zr 2–10 ат. %.

Разработка новых композиционных механически легированных порошковых материалов на основе системы алюминий–кремний для послойного синтеза и наплавки в области аддитивного производства и отличающихся повышенным комплексом физико-механических свойств по сравнению с классическими алюминиевыми сплавами проводилась в работе [26]. Однако авторы работ не обратили внимания на загрязнение лигатуры материалом шаров — железом, которое является вредной примесью в сплавах алюминия, вызывая их охрупчивание, и требует проведения дополнительных мер по рафинированию лигатуры. Алуминотермическое восстановление из оксидов и солей циркония подробно рассмотрено в обзорной работе о способах получения лигатуры Al–Zr [27] и представляет несомненный интерес для производства лигатуры в промышленных масштабах, но также требует больших энергозатрат и мер по обеспечению охраны труда из-за наличия фтор- и хлорсодержащих солей.

Перечисленные недостатки указывают на необходимость дальнейшего развития этих способов получения сложнелегированных силуминов и дополнения их новыми эволюционно возникшими технологиями, кроме того, возникает необходимость значительной корректировки и контроля режимов плавки и литья слитков. В последние

годы для получения прецизионных отливок в промышленности наблюдается интенсивное развитие технологий литья под давлением [28, 29], а для получения особо прочных деталей — вакуумного литья [30].

Большое научное и практическое значение для развития этих технологий имеет изучение поверхностных свойств силуминов и разработка инновационных способов их легирования. В литературе имеется достаточно много сведений по алгоритмам расчета поверхностного натяжения расплава методом лежащей капли, однако уравнение, описывающее форму капли, представляет собой дифференциальное уравнение второго порядка в частных производных и не интегрируется в явном виде, поэтому часто результат зависит от сделанных допущений при решении математической задачи, а в некоторых случаях и от субъективных факторов при ручной обработке изображений [31–36]. По этой причине многие авторы стали использовать автоматизированные программные комплексы для повышения точности измерений [37]. Задачей настоящей работы является разработка способа получения поршневых сплавов системы Al–Si–Zr с целью исследования поверхностного натяжения расплава методом лежащей капли.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Калибровку и измерение температуры проводили преобразователем термоэлектрическим ДТПН444-09.300/1.0С.1 на основе кабеля термпарного с минеральной изоляцией (КТМС) тип N (нихросил-нисилом с диапазоном измеряемых температур до 1250°C) с помощью мультиметра АКИП-2203А. Запись изменения температуры в зоне плавления осуществляли двухканальным осциллографом FNIRSI 1013D Plus. Взвешивание образцов проводили на аналитических весах ВЛ-120 (“Госметр”, СПб). Фазовый анализ состава сажи со стенок тигля и слитков проводили методом рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра Rigaku SmartLab SE с рентгеновской трубкой с излучением CuK_α , снабженный полупроводниковым точечным детектором D/Tex Ultra 250 SL с линейной скоростью счета 256×10^6 имп./с. Программное обеспечение: Smart Lab, Match3!, PowderCell [38] с базой данных ICDD PDF2 2020 [39] позволяет характеризовать материалы методом Ритвельда. Для оцифровки и построения 3D-моделей полученных слитков в САПР КОМПАС-3D (ПО АСКОН) использовали 3D-сканер Crealiti Raptor с точностью

до 0.02 мм “Crealiti 3D”. Рентгеноспектральный локальный микроанализ выполняли на цифровом электронном сканирующем микроскопе VEGA TS 5130MM, размер электронного зонда на поверхности образца составлял 157 нм. Расчеты состава проводили с помощью программы INCA Energy 200.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В теории металлургических процессов поверхностное натяжение является структурно-определяющим свойством и оказывает существенное влияние на кинетику формирования дефектов и качество отливок тонкостенных деталей особо ответственного назначения, а значит знание поверхностных свойств и строения жидких расплавов играет важную роль в понимании и совершенствовании технологии литья и режимов кристаллизации [40, 41]. Теоретические зависимости поверхностного натяжения жидких металлических сплавов от других термодинамических свойств представляют большой интерес для расчета процессов адсорбции, пайки, сварки, литья, порошковой металлургии и капиллярных явлений при зарождении и росте фаз, определяя качество получаемых материалов и прочность их соединений. Имеющиеся методики расчета поверхностного натяжения металлических расплавов с применением теории размерностей [42, 43] дают результаты, хорошо согласующиеся с экспериментальными данными [44]. В работе [45] показано, что главной причиной значительного разброса экспериментальных значений поверхностного натяжения алюминия является адсорбция молекул остаточной газовой фазы вакуумных камер: полученное значение поверхностного натяжения 1070 мДж/м^2 авторы объясняют состоянием поверхности алюминия после очистки, а значение 860 мДж/м^2 — поверхностью алюминия, частично покрытой молекулами остаточной газовой фазы камеры и отмечают, что развитие техники и методики эксперимента влияет на величину поверхностного натяжения, приближая его значение к верхней границе. В работах [42, 43] так же отмечалось, что погрешности измерений поверхностного натяжения связаны с недостаточной чистотой металлов, а также наличием над поверхностью расплава инородной среды. Было замечено, что образование оксидных пленок на поверхности расплава резко повышает поверхностное натяжение, поэтому необходимо разрушать такие пленки, например, химическим путем, создавая восстановительную атмосферу на границе металл–форма [46]. Проблема литья силумина

обусловлена высокой реакционной способностью этого жидкого сплава, приводящая к высокой пористости отливок [47–49], он не реагирует только с оксидами алюминия. При взаимодействии расплава с углеродом образуется карбид Al_4C_3 , а при реакции с оксидами — неметаллические включения Al_2O_3 , особо активно разъедается футеровка, в которой присутствует SiO_2 [50]. Поэтому при разработке методик измерения поверхностного натяжения следует, прежде всего, обратить внимание на решения этих проблем: защита жидкого силумина от воздействия воздушной атмосферы (влаги, кислорода и углекислого газа); использование инертных материалов для изготовления подложек или тиглей; рафинирование расплава от неметаллических включений и водорода; создание условий ускоренного затвердевания расплава.

Для исследования поверхностного натяжения расплава методом лежащей капли был разработан способ получения поршневых сплавов системы Al–Si–Zr — прецизионный металлургический процесс прямого сплавления из элементарных веществ в водоохлаждаемом медном тигле в атмосфере гелия электрической дугой постоянного тока прямой полярности с бесконтактным возбуждением разряда и адаптивной аналоговой системой стабилизации тока. Благодаря высоким температурам и высокой концентрации энергии с удельной мощностью до 10^5 Вт·см^{–2} при пятне нагрева 10 мм² электрическая дуга плавит экспериментальные образцы за единицы секунд. За это время длина дугового разряда увеличивается на 400–500% (с 2 мм до 10–12 мм) по причине большого различия “насыпной” плотности пресованных заготовок и плотности расплавленной капли. Кроме того, дуговой разряд, несмотря на питание от стабилизированного источника, может осциллировать из-за нелинейной падающей вольт-амперной характеристики и динамических процессов, вызванных неустойчивостью в катодном пятне, изменением длины, положения и давления дуги, потоками плазмы, стимулированными эффектом сжатия токового канала под действием собственного магнитного поля (так называемого пинч-эффекта), вызывая релаксационные колебания различной частоты. Современные источники питания сварочной дуги, серийно выпускаемые промышленностью, не могут обеспечить стабильное протекание процесса при таких динамических характеристиках дугового разряда, поэтому в ИФТТ РАН был разработан и изготовлен высокочастотный импульсный источник питания постоянного тока (чоппер) с повышенным напряжением холостого хода 500 В [51] и частотой

следования импульсов 60 кГц из соображений безопасности персонала [52].

Принципиальная схема эксперимента представлена на рис. 1. Катод 5 — это неплавящийся вольфрамовый электрод диаметром 2.5 мм, анод 2 представляет собой медный водоохлаждаемый тигель, на дне которого располагали предварительно подготовленную загрузку из смеси элементарных веществ Al, Si и Zr чистой 4N, взятых в стехиометрическом отношении таким образом, чтобы получить ряд до- и заэвтектических силуминов $Al_{1-x}Si_x$, легированных Zr с концентрацией 1 масс. %. На схеме рис. 1 исходная загрузка показана пунктирной линией. Подачу плазмообразующего инертного газа гелия осуществляли через керамическое сопло 6 (направление потока показано стрелками). Втулка 7 выполнена из электротехнической стали марки 2411 и служит для фиксации керамического сопла 6, усиления и концентрации магнитного потока в области дугового разряда и изоляции расплава лежащей капли 1 от окружающей атмосферы. Зазоры между керамическим соплом 6, втулкой 7 и медным водоохлаждаемым тиглем 2 выполнены с точностью не хуже 0.08–0.1 мм и позволяют потоку гелия при небольшом избыточном (манометрическом) давлении $p \leq 1$ кПа поддерживать инертную атмосферу в области дугового разряда при расходе газа 2 л/мин. В качестве плазмообразующего газа был

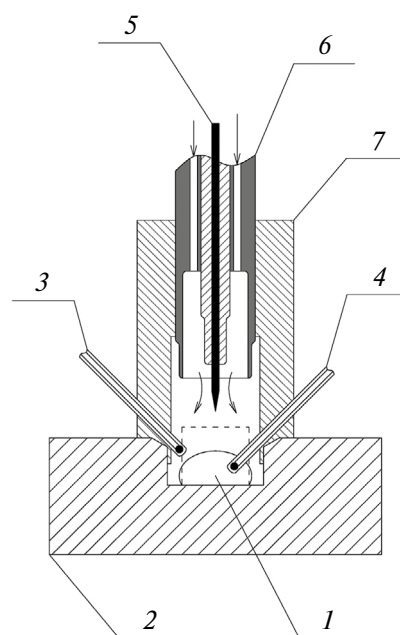


Рис. 1. Схема эксперимента, где 1 — лежащая капля расплава, 2 — анод, 3 и 4 — термопары, 5 — катод, 6 — керамическое сопло, 7 — втулка, стрелками показано направление потока гелия.

выбран гелий марки “Ч”, так как это технический газ с высокой степенью очистки и более низким содержанием кислорода, как показала практика, по сравнению с аргонем той же марки. Кроме того, гелий обеспечивает более глубокое проплавление благодаря высокой эффективности преобразования электрической энергии в тепловую, имеет высокую теплопроводность и низкую плотность $\rho = 1.785 \times 10^{-4}$ г/см³ (для сравнения плотность аргона на порядок выше: $\rho = 1.784 \times 10^{-3}$ г/см³), что важно для снижения погрешности при решении уравнения Лапласа для лежащей капли большого размера:

$$\sigma \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) = \Delta p_0 + \Delta \rho g z,$$

где σ — коэффициент поверхностного натяжения, R_1, R_2 — радиусы кривизны, Δp_0 — давление в вершине, $\Delta \rho$ — разность плотностей, g — ускорение свободного падения, z — вертикальная координата.

Для поиска оптимальных технологических параметров (расход газа, расход и температура охлаждающей воды, подводимая электрическая мощность в зону дугового разряда, масса загрузки) были проведены градуировочные эксперименты с использованием двух термоэлектрических преобразователей 3 и 4 на рис. 1, где термопара 3 была расположена на расстоянии 2 мм от капли расплава, термопара 4 — внутри капли расплава на глубине 3 мм. Результаты термометрии эталонного эксперимента с наиболее оптимальными параметрами представлены на рис. 2, где кривая 1 соответствует термопаре 4 (рис. 1), кривая 2 — термопаре 3 (рис. 1). Кривая 4 (рис. 2) иллюстрирует подводимую мощность 2 кВт в форме прямоугольного импульса длительностью ~18 с. Участок 5 на кривой 2 (рис. 2) демонстрирует локальный скачок температуры, вызванный работой осциллятора — устройства для бесконтактного поджига и стабилизации сварочной дуги; горизонтальный участок 3 на кривой 1 иллюстрирует фазовый переход первого рода — плавление алюминия. Как видно из графиков (кривые 1 и 2 на рис. 2) температура охлаждающей воды после серии экспериментов была выбрана 10°C при расходе 10 л/мин. Хорошая теплопроводность гелия и силумина, достаточно низкая температура медного водоохлаждаемого тигля и практически безынерционный ввод/вывод электрической мощности в плазму дугового разряда позволяют закалить высокотемпературное состояние расплава для дальнейшего изучения поверхностных свойств без искажения высокотемпературной геометрии лежащей капли после остывания.

На рис. 3 представлена капля закаленного расплава силумина эвтектического состава $Al_{0.88}Si_{0.12}$ (соответствующего марке АК12), легированного Zr с концентрацией 1 масс. % номинальной массой 10 г — отсутствие усадочной раковины (или так называемого сварочного кратера) наглядно характеризует, что процесс затвердевания происходил в режиме закалки. Инструментальное подтверждение закаленного состояния расплава проводили с помощью рентгеноструктурного анализа; съемку проводили с плоской поверхности капли, соприкасающейся с тиглем после предварительной шлифовки на глубину 0.2 мм с последующим травлением в 9% растворе азотной кислоты с последующей промывкой в дистиллированной воде. Результаты рентгеноструктурного анализа представлены на рис. 4. Из графика видно, что материал находится в аморфном состоянии.

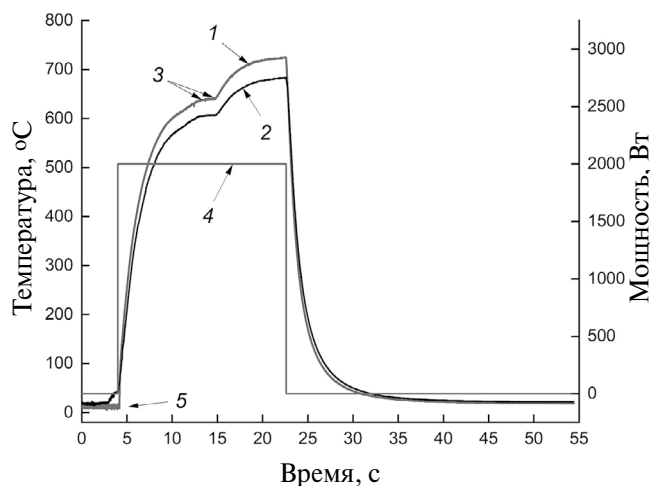


Рис. 2. Результаты термометрии эталонного эксперимента.

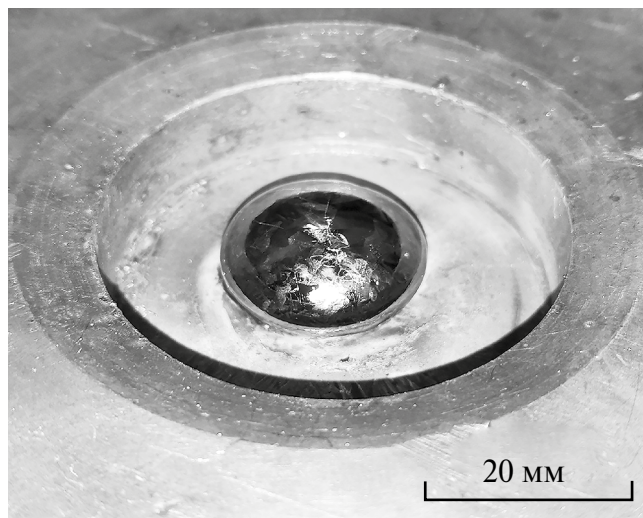


Рис. 3. Изображение закаленной капли силумина.

Рентгеноструктурный анализ сажи, собранной со стенок тигля, показал наличие смеси оксидов алюминия, кремния и циркония, что свидетельствует о рафинировании расплава в процессе получения силумина. На рис. 5 представлено изображение шлифа, полученное на электронном сканирующем микроскопе при проведении рентгеноспектрального локального микроанализа. Видно, что закаленный сплав представляет собой материал с сильно пористой структурой, а по данным микроанализа характеризуется отсутствием ликвации и составом, усредненному по пяти точкам, соответствующему заданному $\text{Al}_{0.88}\text{Si}_{0.12}\text{Zr}$ (1 масс. %) с погрешностью 5%.

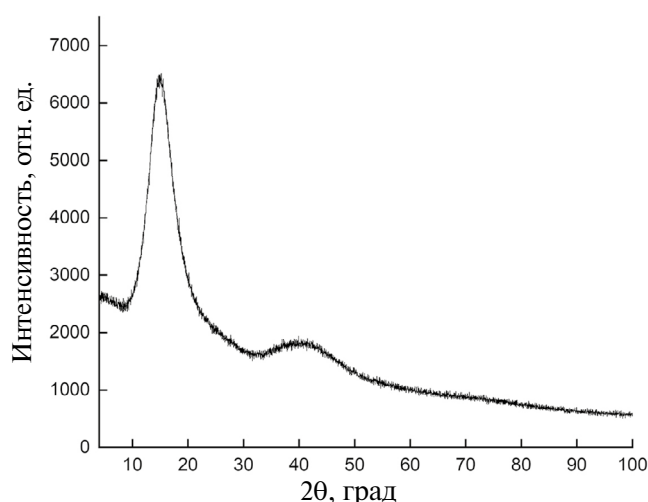


Рис. 4. Результаты рентгеноструктурного анализа закаленной капли силумина.

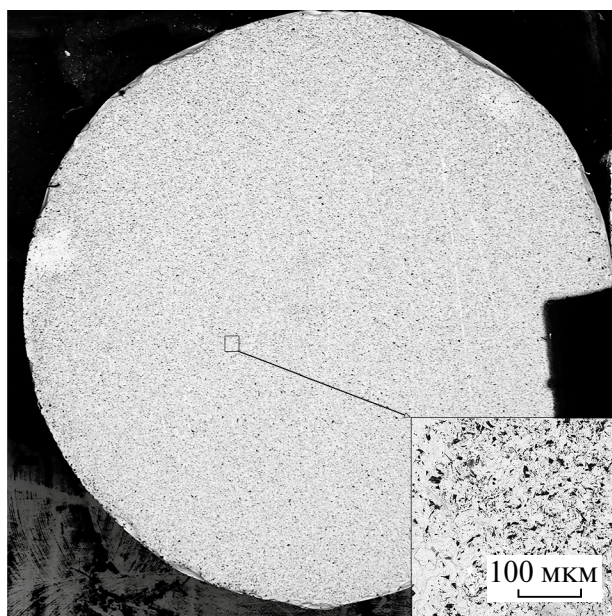


Рис. 5. Изображение шлифа с пористой структурой.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для создания трехмерных цифровых моделей полученных капель использовали бесконтактный метод трехмерного оптического сканирования. Чтобы исключить искажения, связанные с зеркальной блестящей поверхностью капли силумина, было проведено матирование поверхности капель в смеси 100 мл 3% перекиси водорода и 30 мл концентрированной соляной кислоты в течение 5 с. Для улучшения качества сканирования и сшивки использовали специальные маркеры в виде сложных геометрических фигур. Анализ геометрии полученных цифровых моделей, вычисление объема и создание осевых сечений проводили с помощью САПР, что исключает возможные ошибки, связанные с человеческим фактором. В САПР, как представлено на рис. 6, было выполнено три осевых сечения с угловым шагом 60° — это позволило обеспечить воспроизводимость, статистическую достоверность, оценить погрешность данных и подтвердить надежность измерений. В итоге случайная погрешность измерений не превышала $\pm 0.5\%$, систематическая ошибка составила $\pm 1\%$. Полученные в САПР данные о геометрии капли использовали для вычисления плотности расплава и решения уравнения Лапласа численным методом конечных элементов.

Измерение плотности и пористости закаленных капель расплава силумина проводили методом гидростатического взвешивания [53]. Наиболее сложным этапом метода является измерение истинной плотности [54] из-за большой склонности отливок из силумина к газовой пористости. Чтобы избежать трудоемкого процесса

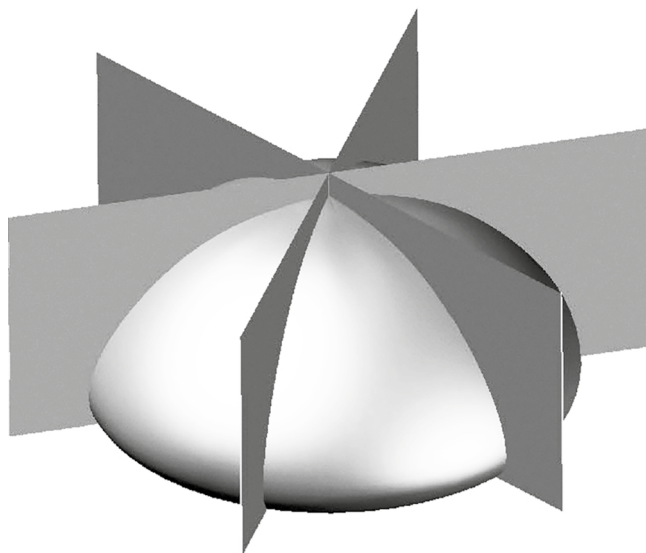


Рис. 6. Осевые сечения капли с шагом 60° .

измельчения образцов, для измерения истинной плотности использовали беспористые поликристаллические слитки цилиндрической формы, выращенные методом Бриджмена со скоростью 1 мм/ч. В результате измерений пористость закаленных образцов в среднем составила $(10 \pm 2)\%$. На основе экспериментальных данных были проведены расчеты и построены изотермы плотности и поверхностного натяжения силумина в зависимости от концентрации кремния при 750°C , графики представлены на рис. 7. Полученные данные хорошо согласуются с работами других авторов [42–45] и характеризуют поверхность расплава как свободную от оксидных пленок.

В 1937 году первой экспериментальной работой по магнитогидродинамике стало исследование Хартманом сопротивления течения ртути в трубке при воздействии поперечного магнитного поля, а в 1970 году Ханнес Альвен удостоился Нобелевской премии за свои работы в области теории магнитогидродинамики, определяющей характер и направление движения расплава под действием пондеромоторных электромагнитных сил. Жидкий расплав силумина представляет собой токопроводящую жидкость, поэтому совместное воздействие физических полей вызывает структурные, тепловые и функциональные изменения в расплаве и является предметом исследования многих авторов. Путем одновременного приложения двух полей: электрического поля с частотой до 50 кГц и магнитного поля до 10 Т, используя сверхпроводящий магнит, в работе [55] удалось выяснить влияние двух основных параметров на измельчение микроструктуры в сплаве Al и 7 масс. % Si, вызванное электромагнитными

колебаниями. Было обнаружено, что по мере увеличения магнитного давления сильно столбчатая дендритная структура менялась на структуру, состоящую из крупных равноосных дендритов с последующим дроблением на мелкие изолированные зерна. На низких частотах электрического поля структура представляла собой крупные равноосные дендриты, которые распадались, на тонкую и однородную структуру по мере увеличения частоты, но начиная с частоты 1.5 кГц, структура постепенно начинала меняться и стала полностью столбчато-дендритной на частотах выше 10 кГц. Металлографические наблюдения показали, что явление кавитации является основным фактором наблюдаемого измельчения микроструктуры; механические колебания экспериментальной установки не внесли вклад в наблюдаемые эффекты. Вопрос кавитационной эрозии при электромагнитном возбуждении механических колебаний расплава рассматривали в работе [56]: электродинамическая сила будет переменной при одной из комбинаций магнитного поля и тока: 1) поле переменное, ток постоянный; 2) поле постоянное, ток переменный; 3) поле и ток переменные. Авторы отмечают, что первую комбинацию бесконтактным способом осуществить нельзя, так как постоянный ток в расплаве можно получить лишь с помощью электродов, находящихся в контакте с расплавом. Третья комбинация имеет место при обычной индукционной плавке, однако интенсивность колебаний в этом случае невелика, поэтому в работе [56] рассматривают только схемы бесконтактного индукционного возбуждения в расплаве упругих колебаний с помощью постоянного магнитного поля и переменного тока. Предложенный нами способ позволяет реализовать любую из трех комбинаций, так как электродом, подводящим электрический ток в расплав, является плазменный шнур дугового разряда, который не оказывает контактного воздействия на расплав. Различный режим пропускания электрического тока (постоянный, периодический, импульсно-периодический) может приводить к различным эффектам в металле. Например, происходит частичная ионизация и перемещение атомов металлов в направлении вектора электрического поля, что позволяет изменить среднее значение концентрации легирующих элементов с целью повышения их эксплуатационных характеристик [57]. Однако стройной общепризнанной теории токового воздействия на расплав пока нет [58, 59]. Способ электромагнитного рафинирования электропроводного расплава для приготовления высококачественных алюминиевых

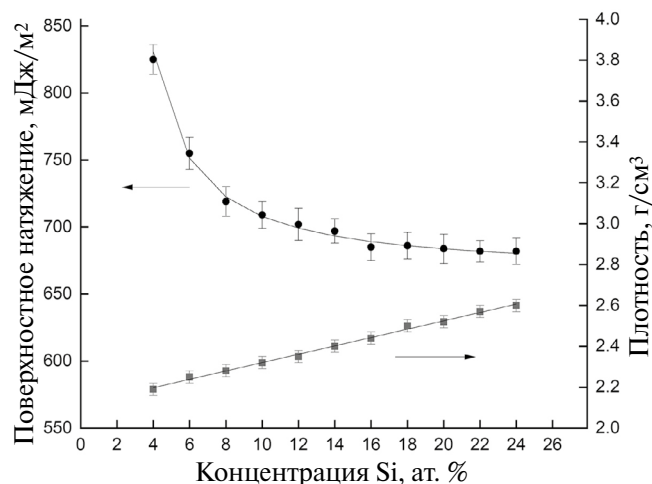


Рис. 7. Изотермы плотности и поверхностного натяжения силумина при 750°C .

сплавов был предложен авторами работ [60, 61] посредством действия центробежных сил и сил бегущего электромагнитного поля с одновременным пропуском через расплав электрического тока. Воздействием компрессионных плазменных потоков в работе [62] добились эрозии поверхностных слоев силуминов в жидкофазном состоянии через гидродинамическое течение расплава с последующим его вытеснением давлением плазмы и поверхностным испарением элементов. Представляя собой многопараметрический процесс в однофазной многокомпонентной системе с большим числом степеней свободы, плазмохимические технологии имеют преимущество в реализации анизотропных и селективных процессов получения материалов с низкой дефектностью и высокой чистотой, а также в реализации плазмостимулированных процессов, в том числе в обработке поверхности.

Как видно из приведенных примеров, каждая работа является частным случаем применения магнитогидродинамики. Мы предполагаем, что в нашем случае комплексное безынерционное введение энергии магнитного и электрического полей, энергии резистивного и лучистого нагрева, с одновременным возбуждением ультразвуковых колебаний в расплаве бесконтактным способом по плазменному каналу дугового разряда с учетом активной плазмохимической обработки поверхности дает преимущество перед другими способами получения прецизионных сплавов в исследовании поверхностного натяжения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Синергетический эффект плазмохимических технологий и сопутствующих воздействий на расплав электрических и магнитных полей позволяет добиться появления в расплаве магнитогидродинамических эффектов первого и второго рода, которые способствуют возникновению колебаний — альвеновским и магнитозвуковым волнам. Первые, заставляя расплав колебаться, играют ключевую роль в процессах переноса, вторые — продольные (сжатия-разряджения) волны — приводят к бесконтактному перемешиванию, очистке от примесей, дегазации и бесконтактному ультразвуковому воздействию. Использование химически активной плазмы при получении и обработке новых функциональных материалов позволяет управлять большим числом технологических параметров и более вариативно сдвигать равновесие термодинамических систем в нужную сторону. Предложенный способ получения поршневых

сплавов системы Al–Si–Zr является перспективным и дает хорошие результаты при исследовании поверхностного натяжения расплава.

БЛАГОДАРНОСТИ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФТТ РАН.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Добаткин В.И., Елагин В.И.* Гранулируемые алюминиевые сплавы. Москва: Металлургия, 1981. 176 с.
2. *Алюминий: свойства и физическое металловедение. Справочник. Пер. с англ. / Ред. Хэтч Дж.Е.* Москва: Металлургия, 1989. 422 с.
3. *Беляев А.И., Бочвар О.С., Буйнов Н.Н.* Металловедение алюминия и его сплавов. Справочник. 2-е изд. Москва: Металлургия, 1983. 280 с.
4. *Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. Справочное руководство. / Ред. Белов А.Ф. и др.* Москва: Металлургия, 1972. 552 с.
5. *Сарафанова А.Я.* Классификация, маркировка и свойства цветных металлов и сплавов: методические указания. Норильск: ЗГУ, 2023. 88 с.
6. ГОСТ 4784-2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые.
7. BSI BS ISO 209-2007 Aluminium and aluminium alloys. Chemical composition. Международный (зарубежный) стандарт.
8. ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия.
9. *Каблов Е.Н.* // Авиационные материалы и технологии. 2015. Т. 34. № 1. С. 3.
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33>
10. *Лоза К.Н., Мутяев А.А., Волчок И.П.* // Вестник двигателестроения. 2012. № 1. С. 135.
11. *Dolata A., Dyzia M., Ślężona J., Wieczorek J.* // Archives of Foundry Engineering. 2007. V. 7. № 1. С. 37.
12. *Wang F., Eskina D.G., Khvanb A.V.* // Scripta Materialia. 2017. V. 133. P. 75.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.02.027>
13. *Suntharavel Muthaiah V.M., Suhrit Mula* // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 688. P. 571.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.07.038>
14. Патент РФ №2092604. Гетерогенный сплав на основе алюминия / Эскин Г.И., Эскин Д.Г., Пименов Ю.П. // 1997. Бюл. №28.

15. Шеметев Г.Ф. *Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение: учебное пособие. Часть I. (Электронный ресурс).* Санкт-Петербург: ГПУ, 2012. <https://elib.spbstu.ru/dl/2747.pdf/info>
16. Колонаков А.А., Кухаренко А.В., Деев В.Б., Абатурова А.А. // *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2015. № 3. С. 49. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2015-3-49-55>
17. Аиухотов О.Г., Аиухотова И.Б., Крышиокалова Д.А. // *Известия вузов. Северо-кавказский регион. Естественные науки.* 2014. № 2. С. 32.
18. ГОСТ 30852.0-2002 (МЭК 60079-0:1998). *Электрооборудование взрывозащищенное. Общие требования.*
19. Рябов Д.К., Антипов В.В., Королев В.А., Медведев П.Н. // *Авиационные материалы и технологии.* 2016. Т. 43. № S1. С. 44. <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51>
20. ГОСТ Р 71758-2024. *Аддитивные технологии. Изделия из алюминиевых сплавов, изготовленные методом селективного лазерного сплавления. Общие технические условия.*
21. Croteau J.R., Griffiths S., Rossell M.D. // *Acta Materialia.* 2018. V. 153. P. 35. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.04.053>
22. Wang F., Eskina D.G., Khvan A.V. // *Scripta Materialia.* 2017. V. 133. P. 75. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.02.027>
23. Патент РФ № 2232827. *Способ приготовления литатуры алюминий-тугоплавкий металл / Южно-Уральский государственный университет. Знаменский Л.Г. // 2004. Бюл. № 20.*
24. Al-Aqeeli N., Mendoza-Suarez G., Suryanarayana C., Drew R.A.L. // *Materials Science and Engineering A.* 2008. V. 480. P. 392. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.060>
25. Suntharavel Muthaiah V.M., Suhrit Mula // *Journal of Alloys and Compounds.* 2016. V. 688. P. 571. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.07.038>
26. Федосенко А.С., Оленцевич А.С. // *Вестник Белорусско-Российского университета.* 2024. Т. 82. № 1. С. 46. <https://doi.org/10.24412/2077-8481-2024-1-46-57>
27. Огородов Д.В., Попов Д.А., Трапезников А.В. // *Труды ВИАМ.* 2015. № 11. С. 13. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-11-2-2>
28. Бахтиярова А.М., Моисеева Е.Д., Климова Д.В., Ларина Т.В. // *Сборник материалов Международной научной конференции “Интерэкспо ГЕО-Сибирь 2024” Молодежь. Инновации. Технологии.* 2024. Т. 7. № 3. С. 85.
29. Марукович Е.И., Захаров Л., Брановицкий А.М., Довнар Д.В. // *Литье и металлургия.* 2006. Т. 38. № 2. С. 124.
30. Фарамазян А.М., Ремчуков С.С., Демидюк И.В. // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение.* 2021. Т. 20. № 3. С. 152. <https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-3-152-159>
31. Харлашин П.С., Левицкая Т.А. // *Вестник приазовского государственного технического университета.* 2004. № 14. С. 1.
32. Ри Э.Х., Ри Хосен, Химухин С.Н. *Физико-химические методы исследования металлургических процессов: учебное пособие.* Хабаровск: ТОГУ, 2011. 80 с.
33. Борнацкий И.И. *Основы физической химии.* Москва: Металлургия, 1971. 344 с.
34. Direktor L.B., Zaichenko V.M., Maikov I.L. // *High Temperature.* 2010. V. 48. № 2. P. 176.
35. Пономарева М.А., Якутенок В.А. // *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского.* 2011. Т. 3. № 4. С. 1048.
36. Aurélien F. Stalder, Tobias Melchior, Michael Müller // *Colloids and Surfaces A: Physicochem. Eng. Aspects.* 2010. V. 364. P. 72. <https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2010.04.040>
37. Шерметов А.Х. *Поверхностное натяжение и плотность расплавов на основе свинца и алюминия и смачиваемость ими твердых металлических поверхностей (Cu, Al, Ti, Ni–Cr, Co–Cr, конструкционных и реакторных сталей): Диссертация на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук: 1.3.8. Нальчик: КБГУ, 2021. 174 с.*
38. PowderCell 2.0 for Windows (1998) Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin. http://mill2.chem.ucl.ac.uk/ccp/web-mirrors/powdcell/a_v/v_1/powder/details/powdcell.htm
39. PDF-2 Database (2024) International Centre for Diffraction Data. <https://www.icdd.com/pdf-2/>
40. Можарин В.П. *Литейное производство: учебное пособие в двух книгах. Книга 2.* Томск: ТПУ, 2011. 468 с.
41. Маслов К.А. *Специальные способы литья: учебно-методическое пособие.* Нижний Новгород: НГТУ, 2024. 48 с.
42. Панфилович К.Б., Валеева Э.Э. // *Вестник Казанского технологического университета.* 2006. № 1. С. 131.
43. Панфилович К.Б., Валеева Э.Э. // *Вестник Казанского технологического университета.* 2006. № 4. С. 115.
44. Ниженко В.И., Флока Л.И. *Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов (одно- и двухкомпонентные системы).* Справочник. Москва: Металлургия, 1981. 208 с.
45. Калажиков Х.Х., Калажиков З.Х., Хоконов Х.Б. // *Журнал технической физики.* 2003. Т. 73. № 2. С. 141.

46. Акутин А.А. Конспект лекций по дисциплине “Специальные технологии литья”. Рыбинск: РГАТУ, 2016. 128 с.
47. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. // Литье и металлургия. 2016. Т. 84. № 3. С. 28.
48. Рыгина М.Е., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Иванов Ю.Ф. // Вестник Московского авиационного института. 2018. Т. 25. № 4. С. 248.
49. Белов В.Д. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2005. Т. 9. № 1. С. 32.
50. Альтман М.Б., Стромская Н.П. Повышение свойств стандартных литейных алюминиевых сплавов. Москва: Металлургия, 1984. 129 с.
51. ГОСТ Р МЭК 60974-1-2012 Оборудование для дуговой сварки. Часть 1. Источники сварочного тока.
52. Качалов А.Г., Наумов В.В. Основы электробезопасности. Методические материалы для работников охраны труда и ответственных за электрохозяйство. 3-е изд. Мытищи: УПЦ “Талант”, 2003. 61 с.
53. Гаузнер С.И., Кивилис С.С., Осокина А.П., Павловский А.Н. Измерение массы, объема и плотности. Москва: Издательство стандартов, 1972. 623 с.
54. Медведева А.В., Мордасов Д.М., Мордасов М.М. // Вестник ТГТУ. 2012. Т. 18. № 3. С. 749.
55. Alireza Radjai and Kenji Miwa // Metallurgical and Materials Transactions A. 2000. V. 31. № 3. P. 755. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0017-2>
56. Аркин М.Я., Гончарова Н.Ф., Миротворский В.С. // Акустический журнал. 1968. Т. 14. № 3. С. 344.
57. Lapteva A.B., Pervukhin M.V., Afanasiev-Khodykina A.N. // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. 2017. V. 10. № 8. P. 1031. <https://doi.org/10.17516/1999-494X-2017-10-8-1031-1041>
58. Селянин И.Ф., Старовацкая С.Н., Куценко А.А., Куценко А.И. // Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2012. Т. 55. № 12. С. 34. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-12-34-36>
59. Деев В.Б., Селянин И.Ф., Ри Х., Цецорина С.А., Пономарева К.В. // Литейщик России. 2012. № 10. С. 19.
60. Патент РФ № 2130502. Способ электромагнитного рафинирования электропроводного расплава / Красноярский государственный технический университет. Тимофеев В.Н., Бояков С.А., Христинич Р.М. // 20.05.1999.
61. Тимофеев В.Н., Бояков С.А., Христинич Р.М. // Вестник КГТУ. 1996. Т. 2. С. 13.
62. Крутилина Е.А., Черенда Н.Н., Руденик Н.Н., Кузьмицкий А.М. // 14-я Международная конференция “Взаимодействие излучений с твердым телом”. 21-24 сентября 2021 г. Минск, Беларусь. С. 314.

Method for Producing Piston Alloys of the Al–Si–Zr System for Studying the Surface Tension of the Melt

D. N. Borisenko^{1, *}, A. A. Jokhov¹, B. S. Redkin¹

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, 142432 Russia*

**e-mail: bdn@issp.ac.ru*

In metallurgical theory, surface tension is a structure-determining property, particularly affecting the kinetics of defect formation and the quality of thin-walled, critically important castings. To study melt surface tension using the condenser drop method, a method for producing Al–Si–Zr piston alloys was developed. This method involves the direct fusion of elemental substances in a water-cooled copper crucible in a helium atmosphere using a direct-current electric arc with contactless discharge excitation. The complex, inertialess introduction of magnetic and abrupt field energy, as well as resistive and radiant heating energy, through a contactless plasma channel leads to various magnetohydrodynamic effects in the molten metal. Combined with active plasma-chemical surface treatment, this method offers an advantage over other precision alloying methods in achieving electrical tension. A CreaLity Raptor 3D scanner with a thickness of up to 0.02 mm was used to digitize and create 3D models of the resulting droplet sequence ingots in the KOMPAS-3D CAD system. Based on the obtained data, finite element calculations were performed using the Laplace equation, and density and surface tension isotherms were plotted as functions of silicon content at 750°C.

Keywords: piston alloy, silumins, modifiers, zirconium, arc discharge, water-cooled crucible, plasma-forming gas, helium, non-consumable electrode, pinch effect, magnetohydrodynamic effect, melt refining, quenching, precision metallurgy.