

06

Влияние модифицирующих элементов на структуру и механические свойства литейных Al–Si-сплавов

© В.Н. Осипов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: osvn@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 18 февраля 2022 г.

В окончательной редакции 5 мая 2022 г.

Принято к публикации 11 мая 2022 г.

Проведен анализ состояния научных исследований по модифицированию сплава алюминия с кремнием (Al–Si), стронцием, натрием, фосфором, широко используемыми в промышленных сплавах, и модификации сплава Al–Si интенсивно исследуемыми редкоземельными элементами (церий, европий, самарий и др.). Рассмотрены научные работы, связанные с исследованиями влияния модификаторов на механические свойства, главным образом на прочность и пластичность доэвтектических, эвтектических и заэвтектических сплавов. На основе анализа литературных данных предложены способы улучшения механических свойств путем совместного модифицирования несколькими элементами, отмечена возможность формирования только эвтектической структуры в заэвтектическом по составу сплаве, модифицированном 0.01 wt.% стронция (Sr) и сформированном методом направленной кристаллизации со скоростью затвердевания, обеспечивающей парный рост компонент эвтектики. Такой состав сплава Al–Si имеет субмикроструктурную эвтектическую структуру, его прочность и пластичность превышают механические характеристики сплавов Al–Si, полученных другими методами.

Ключевые слова: редкоземельные элементы, эвтектика, микроструктура, удлинение, предел прочности.

DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52928.42-22

Введение

Несмотря на значительный прогресс в области создания новых сплавов и композитов, имеющих превосходство по физико-механическим характеристикам по сравнению со сплавами на основе смеси алюминия с кремнием (силуминами), материалы на основе сплава Al–Si как доэвтектические, так и заэвтектические до настоящего времени занимают ведущие позиции в ряде отраслей промышленности, например, в автомобилестроении. Это связано с относительно низкой стоимостью силуминов, возможностью использования вторичного сырья, невысокой температурой плавления, отсутствием необходимости защитной атмосферы. Вместе с тем современные требования к технике становятся все более жесткими, и даже небольшое улучшение качества сплавов на основе силумина оправдано, учитывая большие объемы производства. Важнейшими характеристиками силуминов являются литейные и механические свойства, которые определяются структурой и фазовым составом, зависящими, в свою очередь, от химического состава, условий кристаллизации и последующей термической обработки.

Согласно равновесной диаграмме состояния системы алюминий–кремний, представленной в [1,2] (рис. 1), эвтектическая точка, при которой сплав состоит только из эвтектики — смеси кристаллов α -Al и Si, наблюдается при 12.6% кремния (здесь и далее весовые проценты) (рис. 1, точка *b* на оси абсцисс). В доэвтектиче-

ских составах при охлаждении от начала затвердевания до температуры кристаллизации эвтектики появляются первичные кристаллы-дендриты α -Al (рис. 1, точка *a*), в заэвтектических — первичные пластинчатые кристаллы кремния (рис. 1, точка *c*). Вместе с тем обнаружено, что в случае увеличения скоростей затвердевания расплава эвтектическая точка сдвигается на диаграммах системы Al–Si в сторону больших концентраций кремния за счет снижения температуры затвердевания. При этом показано, что при направленной кристаллизации [3,4] физико-механические свойства в смещенной эвтектической точке экстремальны по отношению к другим составам силумина.

Промышленные марки Al–Si-сплавов [5–10] содержат кроме алюминия и кремния легирующие добавки, что требует анализа более сложного фазового состава. С другой стороны, именно такой анализ может обеспечить качество новых сплавов на основе силуминов. Структура и свойства как двухкомпонентных, так и более сложных по составу промышленных силуминов достаточно широко представлены в научной литературе [1–18], но в малой степени привязаны к диаграммам многокомпонентных систем. Поэтому исследование влияния модификаторов и легирующих элементов на структуру и свойства силуминов актуально до настоящего времени. Целью настоящей работы является систематизация и проведение анализа имеющихся данных в статьях по выбранной теме обзора, выделение по результатам анализа научных результатов новых пер-

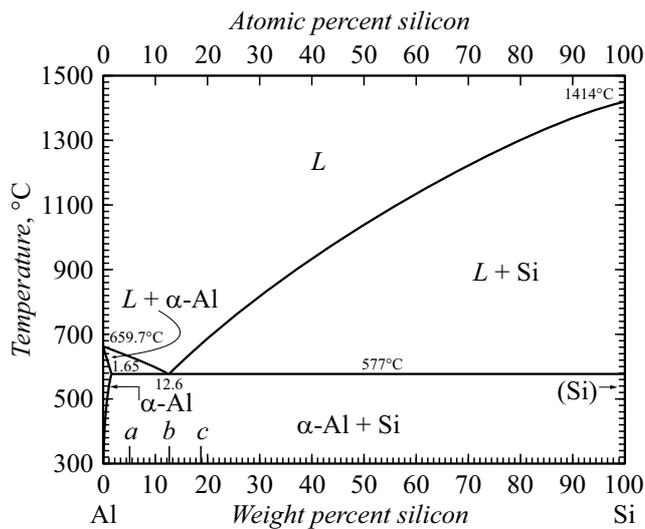


Рис. 1. Равновесная диаграмма состояния системы алюминий–кремний [2].

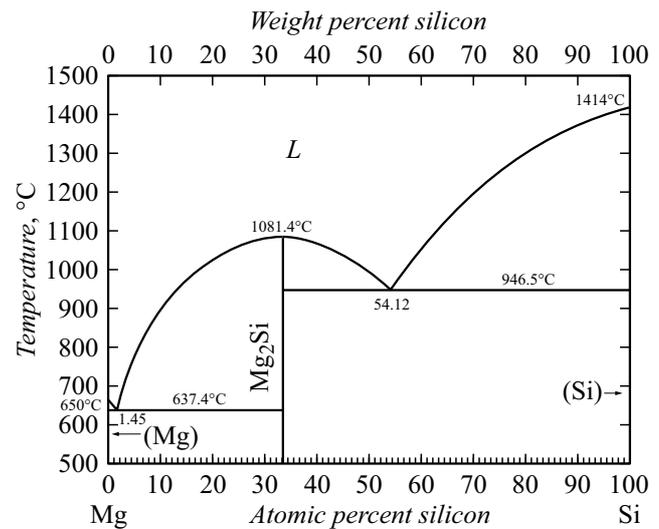


Рис. 2. Равновесная диаграмма состояния магний–кремний [13].

спективных направлений и рекомендаций по улучшению литейных и физико-механических свойств сплавов на основе алюминия.

1. Легирующие элементы в Al–Si-сплавах

Основными легирующими металлами в силуминах являются магний и медь. Менее распространены, как легирующие элементы в промышленных силуминах, марганец, цинк, никель. Вышеперечисленные легирующие элементы образуют с основными компонентами сплава двойные или тройные соединения, повышающие, прежде всего, прочность сплава [2,11–16].

Магний, введенный в расплав, образует с кремнием интерметаллид (рис. 2) [13], имеющий высокую твердость. При старении тройного сплава Al–Mg–Si [11,15,16] частицы Mg_2Si выделяются в мелкодисперсной форме из твердого раствора. Добавки магния приводят не только к упрочнению сплава, но и улучшают обрабатываемость резанием, повышают характеристики ползучести и горячеломкости силуминов [11]. Добавки меди в силумины также приводят к дисперсионному упрочнению сплава. Прирост прочности при закалке в этом случае заметно выше, чем при легировании магнием. В результате повышаются сопротивление усталости и литейные свойства силумина [11]. В то же время по данным литературных источников [12,16] магний и медь в сплавах на основе алюминия, напротив, усиливают склонность к образованию горячих трещин и снижают литейные характеристики сплава. Марганец устраняет вредное влияние железа на прочность и вызывает повышение сопротивления усталости, улучшает характеристики ползучести и жаропрочности [16]. Добавки цинка вводят в пределах 3% для повышения прочности и

для улучшения обрабатываемости резанием. Особенностью цинковых силуминов является способность к самозакаливанию при кристаллизации [17]. Введение до 3% никеля, молибдена, кобальта повышает жаропрочность и прочность сплава. В сплавах, упрочнение которых при термообработке зависит от концентрации меди, она частично связывается никелем, образовавшееся соединение Al–Cu–Ni понижает прочность [11]. Совместное введение железа и никеля позволяет оставить большую часть меди в алюминиевой матрице, сохраняя прочностные свойства сплава [12].

2. Модификаторы в промышленных Al–Si-сплавах (Na, Sr, P)

Модификаторы — элементы, которые вводят в сплав в малых количествах, не влияющих на основной фазовый состав силумина. Модифицирование до настоящего времени является одним из основных методов улучшения структуры. Небольшие добавки ряда элементов измельчают зерна эвтектического и первичного кремния или упрочняют дендриты алюминия. Наиболее известные элементы в настоящее время в качестве модификаторов промышленных Al–Si-сплавов — натрий, стронций и фосфор [7,8,10,18–28]. Последний модификатор эффективно измельчает кристаллы первичного кремния в эвтектическом силумине, способствуя тем самым увеличению прочности и относительного удлинения.

Натрий вводят в доэвтектические и эвтектические сплавы системы алюминий–кремний для предотвращения образования грубой структуры, содержащей крупные пластинчатые кристаллы кремния, и формирования мелкодисперсной структуры эвтектики. Для модифицирования промышленных силуминов применяют металлический натрий, фтористый натрий, или соединения

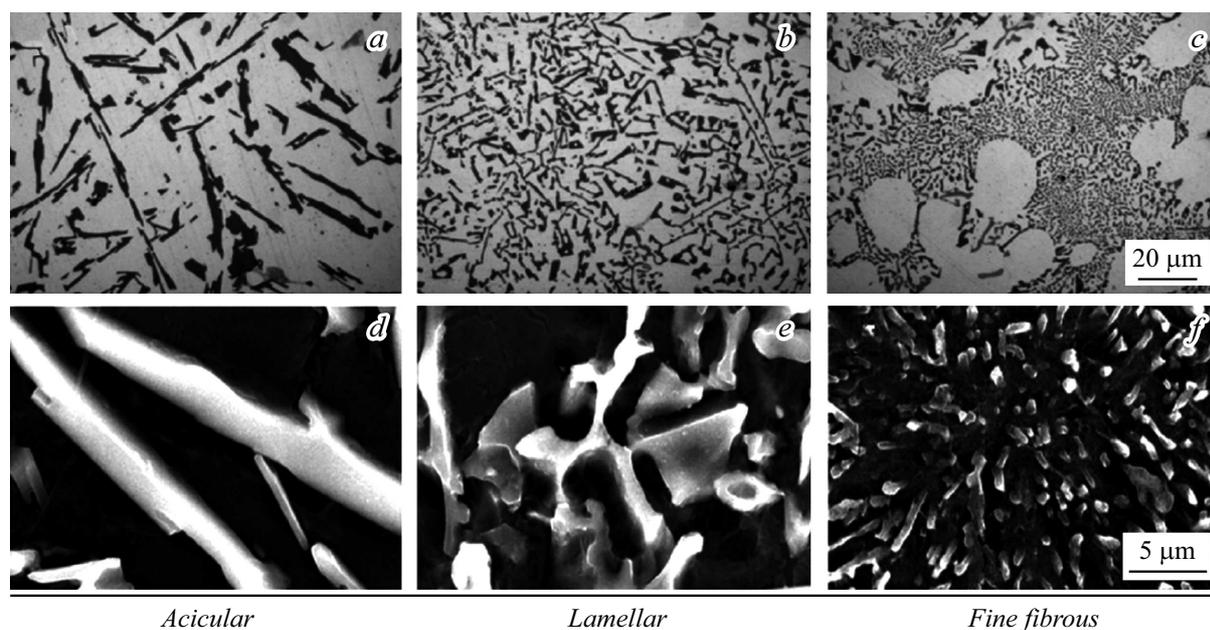


Рис. 3. Фотография микроструктуры, полученной с использованием оптического микроскопа и растровой электронной микроскопии (РЭМ) сплава Al–10.5%Si–2.0%Cu с различным содержанием Sr: *a, d* — 0.0%; *b, e* — 0.02% Sr; *c, f* — 0.03% Sr [30].

натрия, обеспечивающие уменьшение размеров кристаллов эвтектического кремния в этих сплавах.

Одним из вариантов механизма модифицирования при введении натрия в сплав, представленным в [28], может быть следующий: в момент зарождения эвтектических колоний натрия, адсорбируясь на поверхности зародышей кремния, сдерживает их развитие и понижает температуру образования эвтектики, увеличивая количество зародышей Si вследствие переохлаждения. Дендрит алюминия, развиваясь в условиях сильного переохлаждения и сдерживающего влияния модификатора, приобретает способность к росту в виде сильно разветвленных кристаллов-дендритов с осями, разделяющими жидкость на ряд микрообъемов, замкнутых в межосных пространствах дендритов. Кристаллизация кремния в таких условиях и приводит к его сильному измельчению и преобразованию формы зерен из пластинчатой в волокнистую. Вместе с тем до настоящего времени не существует однозначного мнения о механизме модифицирования силумина [27,29,30].

Модифицированию силуминов натрием и его солями присущи определенные недостатки: снижение жидкотекучести расплава, повышенная склонность к газопоглощению. Но главный из них — это ограниченное время допустимой выдержки расплава после ввода модификатора (обычно до 30 min) [29]. Более длительная выдержка расплава приводит к испарению легкоплавкого натрия и снижению прочностных свойств.

Стронций в настоящее время является наиболее широко применяемым модификатором сплавов системы алюминий–кремний и привлекающим внимание исследователей элементом [10,22,24,29–41]. Стронций, как и

натрий, вызывает измельчение алюминиево-кремниевой эвтектики, изменение грубой пластинчатой формы кремния на тонкую волокнистую (рис. 3) [30], но в то же время обеспечивает стабильный эффект модифицирования расплава. Эффект сохраняется при длительной выдержке (до 6 h) и многократном переплаве модифицированного сплава [29]. Измельчение структуры сплава приводит к улучшению его механических свойств. В работе [30] показано, что прочностные характеристики при введении стронция в количестве до 0.05% повышаются относительно исходного состава сплава Al–10.5%Si–2.0%Cu, достигая максимальных значений: предела прочности 237 МПа и удлинения до разрушения 4.1% (рис. 4). Кроме того, как отмечается в работе [40], модифицирование стронцием способствует увеличению проводимости сплава вследствие изменения структуры эвтектики.

Аналогичный рост величин предела прочности и удлинения до разрушения отмечают и в работе [32]. Кроме того, при введении в сплав стронция обнаружено изменение количества, морфологии и размеров первичных дендритов α -Al из-за снижения температуры начала эвтектического превращения и сдвига эвтектической точки на диаграмме превращения в направлении более высоких концентраций Si. Дендриты — α -Al становятся менее ветвистыми и уменьшаются в размерах [10,32]. Более детальное исследование распределения Sr в модифицированном силумине позволило авторам [33,34] обнаружить кластеры соединения Al–Si–Sr, которые связываются с атомами Si, деактивируют, таким образом, образование зародышей эвтектики и вызывают переохлаждение расплава.

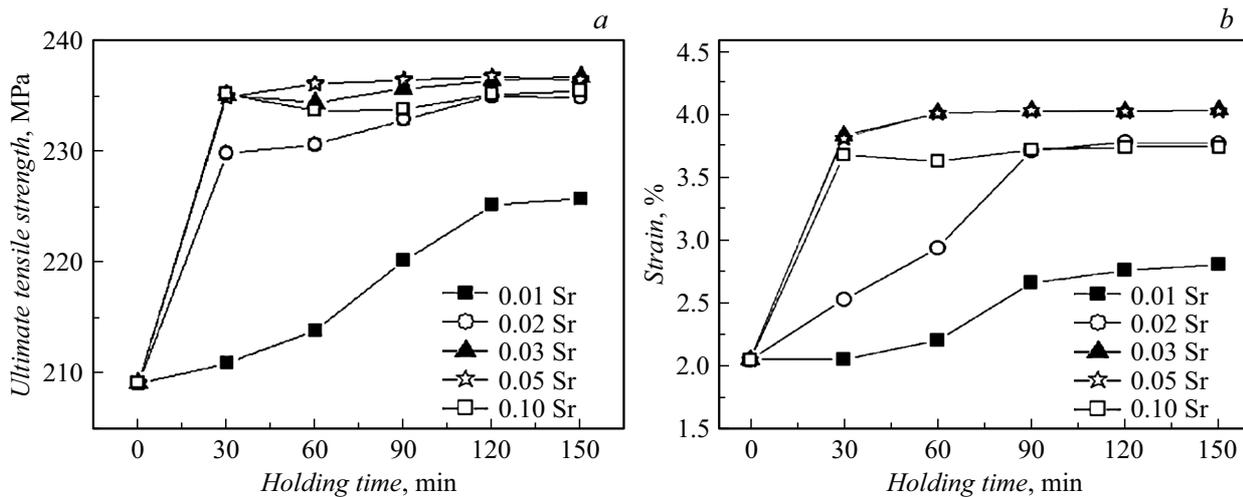


Рис. 4. Предел прочности (а) и удлинение (б) образцов сплава Al–10.5%Si–2.0%Cu в зависимости от содержания Sr и времени выдержки расплава [30].

В работе [41] изучали влияние модифицирования стронцием заэвтектического сплава состава Al–15%Si, образцы которого были сформированы методом направленной кристаллизации (способ Степанова) при двух скоростях затвердевания, $10^3 \mu\text{m/s}$ и $10^2 \mu\text{m/s}$, на его структуру и прочностные характеристики. Образцы в виде стержней получены вытягиванием расплава с постоянной скоростью через формирующее устройство с последующей кристаллизацией в условиях воздушного охлаждения. В данных условиях эксперимента форма и размер поперечного сечения образца не меняются, градиент температуры вблизи границы между жидкой и твердой фазами постояен. Это обеспечивает постоянство структуры по всей длине. В результате применения способа направленной кристаллизации были получены оптимальные условия формирования структуры модифицированных стронцием образцов из сплава алюминия с кремнием, обладающих высокими прочностными характеристиками.

Отмечено, что сочетание высокой скорости затвердевания ($10^3 \mu\text{m/s}$), приводящей к парному росту компонент и формированию только эвтектики в сплаве Al–15%Si, без образования первичных кристаллов Si и дендритов $\alpha\text{-Al}$, с модифицированием стронцием позволяет получить субмикроструктурную (размером 60–90 nm [3]) структуру эвтектики уже при внесении в сплав 0.01%Sr. В результате был получен резкий рост относительного удлинения до разрушения образцов, содержащих 0.01%Sr, с 14 до 33% при одновременном увеличении предела прочности от 22 до 280 МПа.

В промышленном сплаве A319 (Al–7%Si–3%Cu–0.2%Mg) обнаружено изменение способа зародышеобразования эвтектики в зависимости от концентрации в расплаве стронция [35]. В немодифицированном сплаве A319 эвтектика зарождается на окончаниях первичных дендритов $\alpha\text{-Al}$, также

как и в случае перемодифицированного (Sr = 0.05%) сплава. При Sr = 0.007 и 0.011% зарождение эвтектики происходит в междендритном объеме независимо от морфологии первичных кристаллов $\alpha\text{-Al}$. В работе [39] исследовали влияние модифицирования стронцием на такую физическую характеристику сплава, как теплота плавления эвтектики в широком диапазоне скоростей (от 0.033 до 10^5K/s) его охлаждения. Эффект модифицирования расплава обнаружен только для относительно небольших скоростей. Для немодифицированного сплава при увеличении скорости охлаждения теплота плавления уменьшается, при этом внесение в состав сплава стронция приводит к ускоренному уменьшению этой величины по сравнению с немодифицированным сплавом до скоростей порядка 10^2K/s . Такое изменение теплоты плавления при увеличении скорости охлаждения в [39] объясняется ростом свободной энергии из-за образования дефектов в образце. Предполагается, что при небольших скоростях стронций способствует ускоренному образованию дефектов в кристаллической решетке.

В работе [36] проводили исследования по влиянию модифицирования стронцием на коррозионную стойкость промышленного сплава A356 (Al–6.45%Si–0.34%Mn–0.24%Mg). Образцы сплава отливали в металлическую или в песчаную формы, чтобы получить разные скорости охлаждения. Наибольшее сопротивление коррозии было получено при 0.017%Sr для образца при литье в песчаную форму и 0.012%Sr при литье в металлическую форму. В сравнении с образцами без стронция коррозионная стойкость выросла в 7 и 35 раз соответственно.

Модифицирование стронцием сплава заэвтектического состава привело, как обнаружено в [23,37,38], к изменению таких важных характеристик для заэвтектических поршневых силуминов, как коэффициент трения и износостойкость сплава. Коэффициент трения при

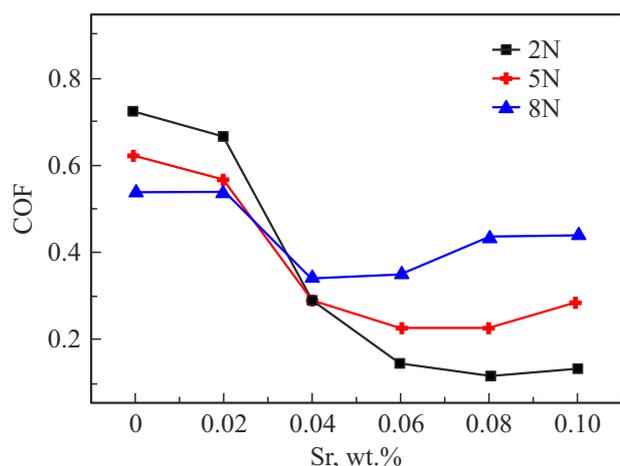


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения от содержания Sr при различных (2N, 5N, 8N) нагрузках на образец [37].

добавлении в расплав Al–20% Si стронция в количестве 0.04% уменьшился примерно в два раза, износостойкость увеличилась в среднем в 1.5 раза в сравнении с показателями немодифицированного сплава в [37] (рис. 5). Направленно закристаллизованный сплав заэвтектического состава (15% Si), модифицированный стронцием (0.01%), полученный при повышенной скорости затвердевания ($10^3 \mu\text{m/s}$), без первичных кристаллов Al и Si, только с эвтектической структурой, имеет более низкий коэффициент трения и более низкие параметры износа, чем промышленный сплав A390 с 16% Si, применяемый для изготовления гильз и поршней двигателей внутреннего сгорания, при близких условиях испытаний [38].

Вместе с тем модифицирование стронцием ведет к возрастанию пористости сплава и соответственно изделий из него [20]. При внесении избыточного количества стронция в расплав образуются интерметаллиды фазы $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$, которые могут быть инициаторами зарождения пор на пленках сложных оксидов [24,31].

Введение в силумины сурьмы, так же как и стронция, обеспечивает эффект длительного модифицирования, уменьшает размеры кристаллов кремния в эвтектике, повышает прочность и износостойкость сплава [8,15,42,43]. Но из-за токсичности и образования вредных соединений сурьма применяется намного реже для модификации промышленных Al–Si-сплавов.

В доэвтектических силуминах для улучшения прочностных характеристик часто используют тугоплавкие элементы — титан, бор, ванадий, цирконий, — которые имеют значительное влияние на микроструктурные параметры первичных кристаллов и эвтектики: размеры дендритов первичного α -Al, расстояние между ветвями дендритов второго порядка (SDAS), форма кристаллов кремния в эвтектике [44,45]. Согласно данным работ [17,45–48], при введении в расплав данных элементов образуются зародыши сложных химических соединений, являющиеся центрами кристаллизации α -Al.

На практике используют модификаторы в виде соответствующих солей или лигатур, так как элементы имеют высокую температуру плавления. Использование солей обеспечивает модифицирующее и рафинирующее действие на расплав. Кроме того, образующиеся в расплаве соединения находятся в этом случае в ультрадисперсном состоянии.

Основным модификатором для заэвтектического силумина является фосфор, уменьшающий размер кристаллов первичного силумина и меняющий их форму, снижая концентрацию напряжений в структуре [18,21,49–53]. Фосфор вводят в расплав Al–Si различными способами для усиления эффективности модифицирования, в основном в соединении с другими элементами, применяя литые мастер-сплавы на основе Al, Si, Cu [18,21,49–53]. Вместе с тем формирование таких мастер-сплавов связано с опасными загрязнениями производства и поэтому исследуются другие перспективные направления создания модификаторов с фосфором. Одним из таких вариантов может быть применение комплексных соединений AlFeP , AlSrP , содержащих фосфор в виде мелкодисперсного порошка. Порошковые мелкодисперсные лигатуры менее вредны в изготовлении, позволяют сократить время модифицирования и улучшить микроструктурные характеристики сплава [54,55].

Основные задачи модифицирования заэвтектических силуминов фосфором сводятся к снижению скорости роста первичных кристаллов кремния, а также к увеличению числа центров кристаллизации.

В работе [49] исследовали влияние модифицирования фосфором на физические характеристики заэвтектического силумина с использованием дифференциального сканирующего калориметра (ДСК), позволяющего наблюдать кинетику кристаллизации и плавления, и микроанализатора (EPMA). Из результатов расчетов был сделан вывод об уменьшении величин энергии активации и работы образования зародышей эвтектической структуры и в то же время увеличении частоты образования зародышей в сравнении с составом без фосфора. Авторы связали эти изменения с появлением в расплаве частиц соединения AlP (фосфид алюминия), служащих местами зарождения кристаллов первичного кремния и эвтектики, которая, кроме того, может формироваться и на первичных кристаллах. В работе [50], где проводили модифицирование мастер-сплавом Cu–P силумина исходного состава Al–14.6% Si, было обнаружено, что происходит интенсивное гетерогенное зарождение на частицах AlP только первичного кремния и, как следствие, наблюдается рост величин предела прочности и относительного удлинения.

Авторы [51] наблюдали кинетику развития первичных кристаллов в сплаве состава Al–22% Si–18.8% Cu в процессе его затвердевания, используя методы микрофокусной рентгенографии (microfocus X-ray radiography). Выявлено, что внедрение фосфора в сплав значительно снижает скорость роста и разветвленность образований первичного кремния, их форма приближается к блочной,

состоящей из мелких кристаллов. Время, необходимое для образования адсорбционных слоев в модифицированном сплаве, больше и строение этих слоев сложнее. Предполагается, что развитие такой блочной формы контролируется диффузионными процессами, и предлагается модель такого развития первичных кристаллов при внедрении фосфора. Аналогичные изменения формы кристаллов при модифицировании фосфором заэвтектического сплава наблюдали в [21,23]. В результате модификации отмечается рост прочности и сопротивления образованию поверхностных трещин при испытаниях на износостойкость.

Заэвтектические силумины отличаются высокими литейными свойствами: хорошей жидкотекучестью, небольшой усадкой и минимальной склонностью к образованию горячих трещин. Зависимость коэффициента термического расширения сплавов системы Al–Si в области рабочих температур находится в обратной пропорциональной зависимости от содержания в них кремния, что важно для поршневых силуминов [53]. Повышение текучести расплавов Al–Si заэвтектического состава объясняется, прежде всего, относительно высокими тепловыми эффектами кристаллизации первичного кремния, обладающего самой высокой среди металлов теплотой кристаллизации — 327 cal/g, превышающей более чем в три раза теплоту кристаллизации алюминия. Поэтому наличие даже небольшого количества первичных кристаллов кремния, образующихся при затвердевании заэвтектических силуминов, способствует поддержанию сплава в жидкоподвижном состоянии [17]. Основная область применения заэвтектических силуминов — жаропрочные износостойкие поршневые сплавы с предельной рабочей температурой около 350°C, имеющие в своем составе 16–25% Si наряду с легирующими добавками: медью, титаном, кобальтом или хромом [53].

У фосфора существует отрицательный фактор влияния на структуру при внесении его в сплав — наряду с измельчением кристаллов первичного кремния огрубляются частицы кремния в эвтектике. Поэтому определенное число работ было посвящено исследованию влияния комбинации таких модификаторов эвтектики, как натрий и стронций совместно с фосфором на микроструктуру заэвтектических силуминов [11,18,23,56,57]. В работах [23,56] показано, что первичные кристаллы кремния образуются на дисперсных частицах соединения AlP, имеющего близкую к Si по параметрам и структуре кристаллическую решетку. Химическое соединение AlP появляется в расплаве при более высокой температуре, чем первичный кремний. Местами зарождения эвтектического кремния служат дисперсные образования SrP, также возникающие в расплаве при температуре выше температуры образования эвтектики и частично заменяющие AlP. Вместе с тем в работе [57] отмечено, что совместное введение фосфора и стронция в сплав вызывает снижение температуры начала образования эвтектики. Кроме того, авторы [57] обнаружили, что стронций уменьшает количество кристаллов первичного

кремния даже в присутствии фосфора и понижает температуру начала их образования в расплаве.

Алюминий и кремний технической чистоты содержат всегда примеси железа, поэтому в сплаве возможно образование мелкодисперсных частиц фазы β -(Al, Si, Fe), при высокой температуре [29], которые могут быть инициаторами зарождения кристаллов кремния и тем самым способствовать измельчению структуры эвтектики. С другой стороны, β -фаза имеет тонкую плоскую форму и является инициатором трещин при нагрузке на образец. Для изменения морфологии частиц β -(Al, Si, Fe) в сплавах используют редкоземельные элементы, в частности скандий (Sc) [58]. В результате в сплаве формируются дисперсные частицы соединения $Al_{12}Si_6Fe_2(Mg,Sc)_5$, имеющие более объемную форму.

3. Редкоземельные элементы как модификаторы силумина

Существует значительное количество работ, связанное с исследованиями редкоземельных элементов или редкоземельных металлов (РЗМ) с целью их использования в роли модификаторов, одновременно способствующих улучшению структуры и эвтектики и первичных кристаллов силуминов, а также оптимизации морфологии тугоплавких фаз легирующих элементов и, таким образом, улучшению прочностных свойств многокомпонентных промышленных сплавов на основе алюминия.

Редкоземельный элемент скандий (Sc) как модификатор применяли в доэвтектических и в заэвтектических сплавах в [59–61]. В работах [59,60] исследована микроструктура эвтектики сплава с добавлением скандия с использованием метода дифракции отраженных электронов (EBSD) и рентгеноспектрального микроанализа. Обнаружено, что скандий находится в твердом растворе фазы α -Al, первичной и эвтектической, и модифицирование приводит к увеличению пластичности (на 60%) и прочности (на 70%). Форма кристаллов кремния в эвтектике становится волокнистой только при одновременном внедрении Sc, равном 0.8% и Sr (0.04%). При этом предел прочности при совместном модифицировании выше, чем в случае модифицирования отдельно Sc или Sr [59] (рис. 6). В заэвтектических сплавах добавление в их состав Sc не приводит к значительному изменению морфологии первичного кремния и прочностных свойств [60]. В то же время при исследовании структуры и прочностных свойств доэвтектического промышленного сплава A357 (Al–Si–Mg–Ti), модифицированного только Sc, обнаружено уменьшение размеров первичных дендритов α -Al, увеличение предела прочности и твердости на 28 и 19% соответственно, удлинение до разрушения возросло на 165% [61]. Авторы [61] связали такое поведение сплава с появлением в нем частиц фазы $Al_3(Sc_{1-x}Ti_x)$, которые становятся дополнительными центрами кристаллизации и препятствиями для движения дислокаций.

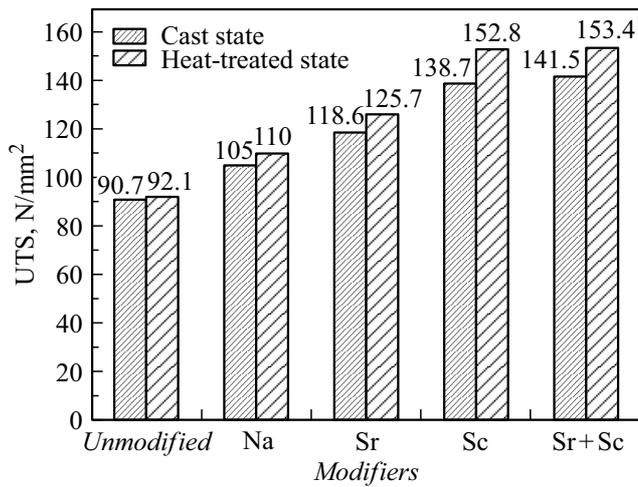


Рис. 6. Предел прочности сплава Al–8.5%Si при модифицировании Na, Sc, Sr и комбинацией элементов Sc и Sr [59].

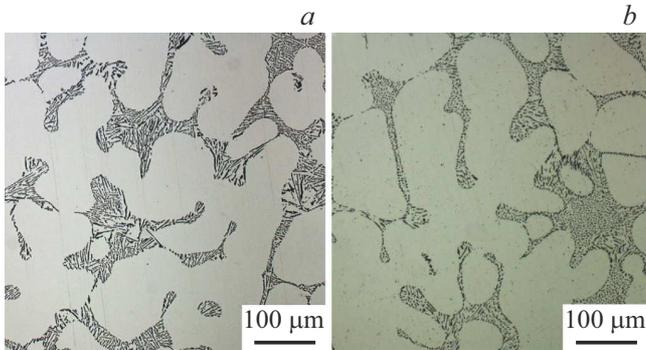


Рис. 7. Микроструктура силумина Al–5%Si: *a* — без Eu, *b* — добавлено 0.05% Eu [62].

Лантаноиды, входящие в группу РЗМ, в последнее время применяются как потенциальные модификаторы для улучшения эксплуатационных свойств силуминов (как эвтектического, так и заэвтектического состава) в целом ряде работ. Были проведены исследования структуры и свойств силуминов, модифицированных европием (Eu) [25,62,63], эрбием (Er) [6,64–66], лантаном (La) [9,67], церием (Ce) [68] и их комбинацией, La/Ce [69–74], иттербием (Yb) [75–78], иттрием (Y) [79–81] и рядом других редкоземельных лантаноидов [82–85].

Добавление европия в количестве 0.05% в доэвтектический силумин Al–5%Si приводит к измельчению структуры, появлению волокнистой формы кристаллов эвтектического кремния (рис. 7) и тройных химических соединений Al_2Si_2Eu [62]. В случае доэвтектического промышленного сплава марки А356, дополнительно легированного магнием, при введении европия обнаружены интерметаллические соединения более сложной формы [63]. При этом предел прочности на разрыв (UTS) увеличился при оптимальном содержании 0.1% Eu с 250

до 265 МПа, удлинение до разрушения с 7.4 до 14.7% по сравнению с немодифицированным составом. Только модифицирование европием, согласно результатам исследований влияния различных редкоземельных элементов на структуру и прочностные свойства сплава Al–10%Si в работе [82], позволяет полностью изменить форму кристаллов кремния в эвтектике с грубой пластинчатой на тонкую волокнистую.

Влияние модифицирования эрбием (Er) доэвтектического сплава А356 исследовали в работе [65]. Полученные литые образцы без последующей термообработки показали снижение прочности и пластичности, несмотря на то, что размеры дендритов первичного алюминия и кристаллов эвтектики при модифицировании Er стали меньше. Авторы связали такое поведение сплава с появлением соединений Al_3Er и $\beta-Al_3FeSi$, имеющих игольчатую форму. Только после отжига твердого раствора (режим Т6) прочность и удлинение до разрушения сплава увеличились примерно в 2 раза при оптимальном содержании 0.3% Er по сравнению с исходным составом без модификатора. Кроме того, модифицирование эрбием в количестве 0.3% эвтектического силумина, как обнаружено и в работе [66], способствует снижению коэффициента трения и повышению износостойкости сплава. В модифицированном Er заэвтектическом литом сплаве Al–20%Si, полученном авторами [64], форма первичного кремния изменилась с пластинчатой на объемную, а у эвтектического кристаллы стали меньшего размера. В результате при оптимальном содержании 0.5% Er было получено увеличение предела прочности на 72.5% и удлинения до разрушения на 72% в сравнении с образцами сплава без модификатора. Аналогичный эффект наблюдали и в [76] при модифицировании 0.5% Yb заэвтектического сплава Al–20%Si. В этом случае увеличение предела прочности составило 64.5%, а удлинение до разрушения — 73.6%.

При введении в состав коммерческих сплавов А357 [69], А356 [70,71], А413 [74] и в состав сплава Al–8%Si [68] лантан и церий меняют форму кремния в эвтектике с грубой пластинчатой на частично волокнистую. В результате механических испытаний, проведенных в [70,71] образцов сплава А356, модифицированных комплексом La/Ce (0.2%) [70] или La (1.0%) [71], обнаружен только рост величины удлинения до разрушения примерно в 1.5 раза и небольшой рост, на 15%, величин твердости и предела прочности после отжига на старение (Т6). В работе [69] в промышленном доэвтектическом сплаве А357 (Si — 6.75%, Mg — 0.63%, Ti — 0.14%, остальное Al), модифицированном комплексом La/Ce (0.2%), наблюдали уменьшение размеров первичных дендритов α -алюминия и кристаллов кремния из-за образования дисперсных частиц интерметаллидов Al(La/Ce), сдерживающих рост компонент. В результате увеличение предела прочности составило 11.2%, удлинения — 34.2% после дополнительной термообработки (Т6).

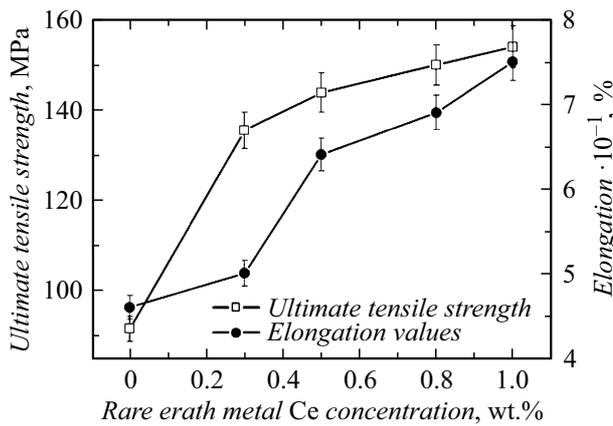


Рис. 8. Прочностные свойства Al–20%Si в зависимости от содержания Ce в сплаве [73].

В заэвтектических силуминах влияние Ce на структуру кремния более эффективно [72,73]. Механические свойства заэвтектических силуминов в значительной степени определяются морфологией и размерами первичного кремния и кремния в эвтектике. Модификация церием в количестве 0.5% приводит к измельчению первичного кремния и наиболее значимому росту прочности и пластичности. В [72] предел прочности промышленного сплава заэвтектического состава с 17% Si, модифицированного Ce, составил 195 МПа (исходный сплав имел величину предела прочности в 170 МПа). По данным авторов [73], исследовавших структуру и свойства сплава Al–20%Si, при добавлении в состав Ce (1.0%) предел прочности вырос на 68.2%, с 91.5 до 153.9 МПа, удлинение до разрушения на 53.1%, с 0.49 до 0.75% (рис. 8) [73]. При этом размер кристаллов первичного кремния уменьшился с 94 до 33 мкм, а форма из пластинчатых объединений трансформировалась в объемную ограненную форму. Кремний в эвтектике также изменил форму с грубой чешуйчатой на более мелкую. Можно отметить по результатам исследований, что Ce по влиянию на структуру кремния сочетает эффекты модифицирования стронцием, меняющим структуру эвтектики, и модифицирования фосфором, влияющим на форму и размер первичных кристаллов.

Аналогично [69], где исследовали влияние на доэвтектический промышленный сплав A357 комбинации элементов Ce и La и обнаружили дисперсные частицы интерметаллидов, при внесении в доэвтектический сплав Al–Si иттербия в составе также найдено химическое соединение Al_2Si_2Yb [75] в виде дисперсных частиц, но иттербий не повлиял на пластинчатую форму кремния и размеры дендритов α -алюминия [75,77].

Влияние иттрия (Y) на структуру эвтектического кремния в промышленном сплаве A357 зависит, как полагают в работе [80], от механизма модифицирования кристаллов, который меняется в зависимости от скорости охлаждения сплава. При малых скоростях

охлаждения (0.16°С/s) модификация иттрием вызывает увеличение числа зародышей кремния в расплаве и понижает температуру начала кристаллизации. В случае больших скоростей (3.2°С/s) иттрий способствует ускоренному росту кристаллов кремния в эвтектике, способствуя появлению двойников в растущих кристаллах (механизм двойникования). Кроме того, иттрий в сплаве A357 понижает температуру зарождения кристаллов первичного α -Al, что приводит к уменьшению размеров дендритов этой фазы [79]. В заэвтектических силуминах модифицирование иттрием способствует, как и при добавлении в сплав Ce, улучшению структуры первичного и эвтектического кремния и повышению прочностных характеристик [81] (рис. 9).

Модифицирование гадолинием (Gd) сплава A356 повлияло на структуру как первичных дендритов α -Al, так и кристаллов Si в эвтектике. Авторы [83] показали, что оптимальное содержание Gd (0.2%) в сочетании с термообработкой вызывает образование интерметаллидных дисперсных фаз $GdAl_2Si_2$ и $\alpha-Al_5FeSi$, распределенных в Al-матрице, и увеличение твердости сплава.

Наиболее значительный эффект модифицирования самарием (Sm) сплава с составом Al–7% Si–0.7% Mg (357) наблюдается при 0.6% [84]. При такой концентрации самария происходит изменение формы некоторых кристаллов кремния в эвтектике от пластинчатой к волокнистой и увеличение количества первичных дендритов α -Al-фазы. Аналогичное влияние самария на эвтектику обнаружено и в [85], где проводили исследование заэвтектического сплава Al–20% Si. Кроме того, авторы [85] установили, что морфология первичных кристаллов кремния изменилась от грубой пластинчатой формы к форме в виде мелких ограненных кристаллов. В обеих работах отметили повышение предела прочности и величины удлинения до разрушения при модифицировании Sm оптимальным количеством 0.6%. В случае сплава 357 предел прочности изменился от 180 до 215 МПа, а относительное удлинение от 1.7 до 3.3% при

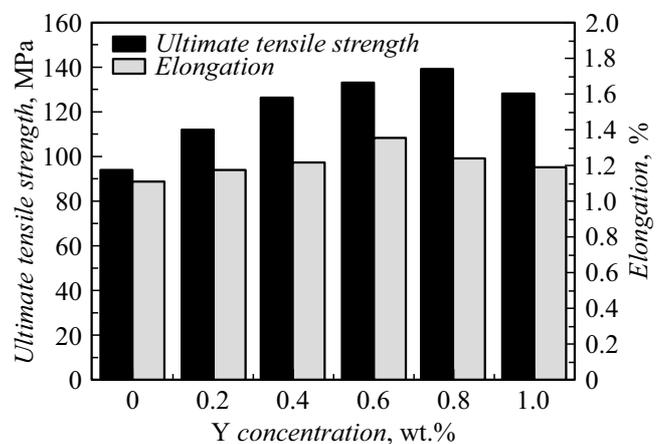


Рис. 9. Предел прочности и удлинение в зависимости от содержания Y в сплаве Al–20%Si [81].

Влияние модификаторов на прочностные свойства силуминов

Состав, wt.%	Модификатор, wt.%	Прочностные свойства	Способ кристаллизации	Литература
Al–15.0 Si	0.01 Sr	$\epsilon = 32.0\%$, UTS = 270 MPa	Направленная кристаллизация	[41]
Al–10.5 Si–2.0 Cu	0.03 Sr	$\epsilon = 4.0\%$, UTS = 235 MPa	В графитовую литевную форму	[30]
Al–11.6 Si–0.2 Fe	Без Sr	$\epsilon = 1.57\%$, UTS = 163 MPa	В графитовую литевную форму	[32]
Al–11.6 Si–0.2 Fe	0.04 Sr	$\epsilon = 12.8\%$, UTS = 218 MPa	В графитовую литевную форму	[32]
Al–14.6 Si	Без P	$\epsilon = 0.9\%$, UTS = 133 MPa	В тигель из Al ₂ O ₃	[50]
Al–14.6 Si	0.05 P	$\epsilon = 3.3\%$, UTS = 165 MPa	В тигель из Al ₂ O ₃	[50]
Al–8.5 Si	Без Sc	UTS = 91 MPa	В графитовую литевную форму	[59]
Al–8.5 Si	0.40 Sc	UTS = 139 MPa	В графитовую литевную форму	[59]
Al–6.9 Si–0.6 Mg–0.1 Ti (A357)	Без Sc	$\epsilon = 3.2\%$, UTS = 320 MPa	В стальную литевную форму+т/о (старение)	[61]
Al–6.9 Si–0.6 Mg–0.1 Ti (A357)	0.40 Sc	$\epsilon = 7.0\%$, UTS = 410 MPa	В стальную литевную форму + т/о (старение)	[61]
Al–6.9 Si–0.4 Mg (A356)	Без Eu	$\epsilon = 9.6\%$, UTS = 250 MPa	В стальную литевную форму + т/о (старение)	[63]
Al–6.9 Si–0.4 Mg (A356)	0.10 Eu	$\epsilon = 14.7\%$, UTS = 265 MPa	В стальную литевную форму +т/о (старение)	[63]
Al–20 Si	Без Er	$\epsilon = 0.5\%$, UTS = 90 MPa	В стальную литевную форму	[64]
Al–20 Si	0.50 Er	$\epsilon = 1.8\%$, UTS = 160 MPa	В стальную литевную форму	[64]
Al–7.0 Si–0.4 Mg (A356)	Без Er	$\epsilon = 4.5\%$, UTS = 235 MPa	В стальную литевную форму + т/о (старение)	[65]
Al–7.0 Si–0.4 Mg (A356)	0.30 Er	$\epsilon = 8.5\%$, UTS = 310 MPa	В стальную литевную форму + т/о (старение)	[65]
Al–6.8 Si–0.6 Mg–0.1 Ti (A357)	Без Ce/La	$\epsilon = 2.6\%$, UTS = 310 MPa	В стальную литевную форму + т/о (старение)	[69]
Al–6.8 Si–0.6 Mg–0.1 Ti (A357)	0.20 Ce/La	$\epsilon = 3.9\%$, UTS = 350 MPa	В стальную литевную форму + т/о (старение)	[69]
Al–20 Si	Без Ce	$\epsilon = 0.5\%$, UTS = 92 MPa	В стальную литевную форму	[73]
Al–20 Si	1.0 Ce	$\epsilon = 0.8\%$, UTS = 154 MPa	В стальную литевную форму	[73]
Al–20 Si	Без Yb	$\epsilon = 0.4\%$, UTS = 93 MPa	В стальную литевную форму	[76]
Al–20 Si	0.60 Yb	$\epsilon = 0.8\%$, UTS = 153 MPa	В стальную литевную форму	[76]
Al–20 Si	Без Y	$\epsilon = 1.1\%$, UTS = 93 MPa	В стальную литевную форму	[81]
Al–20 Si	0.80 Y	$\epsilon = 1.2\%$, UTS = 140 MPa	В стальную литевную форму	[81]
Al–20 Si	Без Sm	$\epsilon = 0.5\%$, UTS = 102 MPa	В стальную литевную форму	[85]
Al–20 Si	0.60 Sm	$\epsilon = 0.8\%$, UTS = 151 MPa	В стальную литевную форму	[85]
Al–7.0 Si–0.7Mg–0.1 Ti (A357)	Без Sm	$\epsilon = 1.6\%$, UTS = 190 MPa	В графитовую литевную форму	[84]
Al–7.0Si–0.7Mg–0.1 Ti (A357)	0.60 Sm	$\epsilon = 3.3\%$, UTS = 215 MPa	В графитовую литевную форму	[84]

добавлении Sm. Для силумина Al–20% Si наблюдали рост предела прочности от 103 до 153 МПа и удлинения от 0.45 до 0.76%.

В таблице представлены результаты прочностных испытаний, полученные в работах, рассмотренных в настоящем обзоре. В целом по результатам модифицирования редкоземельными элементами литейных сплавов на основе алюминия, можно сделать вывод, что модификация РЗМ в той или иной степени повышает прочность силуминов при одновременном увеличении пластичности и расширяет возможности применения таких сплавов в промышленности.

Заключение

Была проанализирована литература по модифицированию доэвтектических, эвтектических и заэвтектических силуминов как общепринятыми модификаторами (стронций, фосфор), так и редкоземельными элементами и проведено сравнение структур и прочностных свойств модифицированных Al–Si-сплавов. По результатам проведенных в литературе научных исследований можно сделать следующие выводы.

Стронций и фосфор в настоящее время являются наиболее распространенными модификаторами силуминов, том числе промышленных. Стронций вызывает измельчение эвтектического кремния, превращение структуры эвтектики в тонковолокнистую и улучшает прочностные свойства изделий. В то же время добавление стронция в сплав может привести к образованию частиц соединения Al_2Si_2Sr , которые инициируют зарождение пор. При введении в расплав фосфора образуется интерметаллическое соединение AlP, которое инициирует интенсивное зарождение кристаллов первичного кремния. Происходит увеличение предела прочности и относительного удлинения. Вместе с тем фосфор вызывает огрубление частиц кремния в эвтектике.

Редкоземельные элементы образуют с алюминием, кремнием и легирующими добавками тугоплавкие химические соединения (интерметаллиды). Формируются дисперсные образования, которые способствуют снижению температуры массивного образования зародышей эвтектики или первичных кристаллов. При модифицировании силумина элементами из группы РЗМ только европий позволяет полностью изменить форму кристаллов кремния в эвтектике с грубой пластинчатой на тонкую стержневую.

В обзоре по результатам анализа литературных данных предложены способы улучшения механических свойств модифицированных стронцием и фосфором сплавов термообработкой и дополнительным модифицированием другими элементами, в том числе редкоземельными.

Модифицирование расплава Al–Si имеет значительный потенциал для повышения функциональных свойств

силумина. Благодаря использованию рассмотренных модификаторов на основе РЗМ элементов расширяются возможности применения промышленных Al–Si-сплавов в более жестких условиях эксплуатации в узлах и механизмах машин. Обладая повышенным по сравнению со стандартными сплавами уровнем пластичности, литейные заготовки модифицированных силуминов могут подвергаться дальнейшей термомеханической обработке для повышения свойств и обеспечения точности формы изделия.

Для заэвтектических сплавов с эвтектической структурой, полученной при направленном затвердевании с соответствующей парному росту компонент сплава скоростью, модифицирование стронцием позволяет получить субмикроструктурную эвтектику и может обеспечить более высокие требования к качеству сплавов.

Благодарности

Автор выражает благодарность и глубокую признательность доктору ф.-м. н., профессору С.П. Никанорову за ценные советы и замечания при обсуждении данного обзора.

Конфликт интересов

Автор заявляет, что у него конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Н.А. Белов, С.В. Савченко, В.Д. Белов. *Атлас микроструктур промышленных силуминов: справочник* (МИСиС, Москва, 2009)
- [2] M. Warmuzek. *Aluminum-Silicon Casting Alloys: an Atlas of Microfractographs* (ASM Intern., Novelt, OH, 2004)
- [3] S.P. Nikanorov, V.N. Osipov, L.I. Regel. *J. Mater. Engin. Perform. (JMEPEG)*, **28** (12), 7302 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04414-3>
- [4] С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, В.В. Шпейрман. *ФТТ*, **55** (6), 1119 (2013). [S.P. Nikanorov, L.I. Derkachenko, B.K. Kardashev, B.N. Korchunov, V.N. Osipov, V.V. Shpeizman. *Phys. Solid State*, **55** (6), 1207 (2013). <https://doi.org/10.1134/S1063783413060255>]
- [5] M.H. Abdelaziz, A.M. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra, F.H. Samuel. *J. Mater. Res. Technol.*, **8** (2), 2255 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.03.003>
- [6] M. Colombo, E. Gariboldi, A. Morri. *J. Alloys Compounds*, **708**, 1234 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.076>
- [7] R. Haghayeghi, G. Timelli. *Mater. Lett.*, **283**, 128779 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128779>
- [8] Ching-Yi Yang, Sheng-Long Lee, Cheng-Kuo Lee, Jing-Chie Lin. *Wear*, **261**, 1348 (2006). <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.03.051>
- [9] S.A. Bagaber, T. Abdullahi, Z. Harun, N. Daib, M.H.D. Othman. *Arab. J. Sci Eng.*, **42**, 4559 (2017). <https://doi.org/10.1007/s13369-017-2553-8>

- [10] L. Liu, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra. *J. Mater. Sci.*, **39**, 215 (2004). <https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000007747.43275.34>
- [11] Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* (Металлургия, М., 1979) [L.F. Mondolfo. *Aluminium Alloys: Structure and Properties* (London, Butterworths Ltd., 1976)]
- [12] В.С. Золоторевский, Н.А. Белов. *Металловедение литейных алюминиевых сплавов* (МИСИС, М., 2005)
- [13] H. Okamoto. *J. Phase Equil. Diff.*, **28**, 229 (2007). <https://doi.org/10.1007/s11669-007-9038-5>
- [14] Н.П. Лякишев. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Справочник в 3 т. Под общей ред. Н.П. Лякишева. (Машиностроение, М., 2001), т. 3, ч. 1.
- [15] А.И. Беляев, О.А. Романова, О.С. Бочвар, К.С. Походасв, Н.Н. Буйнов, Н.А. Локтионова, И.Н. Фриляндер. *Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов*. Справочное руководство. (Металлургия, М., 1971)
- [16] Н.А. Белов, С.В. Савченко, А.В. Хван. *Фазовый состав и структура силуминов* (МИСИС, М., 2007)
- [17] М. В. Мальцев. *Металлография промышленных цветных металлов и сплавов* (Металлургия, М., 1970)
- [18] Song-Mao Liang, R. Schmid-Fetzer. *Acta Mater.*, **72**, 41 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.02.042>
- [19] S. Wang, M. Fu, X. Li, J. Wang, X. Su. *J. Mater. Proc. Technol.*, **255**, 105 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.008>
- [20] H. Liao, W. Huang, Q. Wang, F. Jia. *J. Mater. Sci. Technol.*, **30** (2), 146 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.05.003>
- [21] F. Cao, Y. Jia, K.G. Prashanth, P. Ma, J. Liu, S. Scudino, F. Huang, J. Eckert, J. Sun. *Mater. Design*, **74**, 150 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.03.008>
- [22] Y.C. Lin, Shun-Cun Luo, J. Huang, Liang-Xing Yin, Xing-You Jiang. *Mater. Sci. Engin. A*, **725**, 530 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.049>
- [23] V. Vijeeesh, K. Narayan Prabhu. *Trans. Indian Inst. Met.*, **67** (1), 1 (2014). <https://doi.org/10.1007/s12666-013-0327-x>
- [24] S.M.A. Miresmaeili, J. Campbell, S.G. Shabestari, S.M.A. Boutorabi. *Metall. Mater. Trans. A*, **36**, 2341 (2005). <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0106-3>
- [25] K. Gammer, E. Ogris, P.J. Uggowitzer, H. Hutter. *Microchim. Acta*, **141**, 23 (2003). <https://doi.org/10.1007/s00604-002-0908-6>
- [26] S.D. McDonald, K. Nogita, A.K. Dahle. *J. Alloys and Compounds* **422**, 184 (2006). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.11.070>
- [27] K.F. Kobayashi, L.M. Hogan. *J. Mater. Sci.*, **20** (6), 1961 (1985). <https://doi.org/10.1007/BF01112278>
- [28] Е.А. Боом. *Природа модифицирования сплавов типа силумин*. (Металлургия, М., 1972).
- [29] S. Moniri, A.J. Shahani. *J. Mater. Res.*, **34** (1), 20 (2019). <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.361>
- [30] Sang-Soo Shin, Eok-Soo Kim, Gil-Yong Yeom, Jae-Chul Lee. *Mater. Sci. Engin. A*, **532**, 151 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.076>
- [31] M. De Giovanni, J.M. Warnett, M.A. Williams, P. Srirangam. *J. Alloys and Compounds*. **727** (12), 353 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.08.146>
- [32] H. Liao, Yu Sun, G. Sun. *Mater. Sci. Engin. A*, **335**, 62 (2002). [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01949-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01949-9)
- [33] P. Srirangam, S. Chattopadhyay, A. Bhattacharya, S. Nag, J. Kaduk, S. Shankar, R. Banerjee, T. Shibata. *Acta Materialia*, **65**, 185 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.060>
- [34] M. Timpel, N. Wanderka, R. Schlesiger, T. Yamamoto, N. Lazarev, D. Isheim, G. Schmitz, S. Matsumura, J. Banhart. *Acta Materialia*, **60** (9), 3920 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.031>
- [35] A.K. Dahle, K. Nogita, J.W. Zindel, S.D. McDonald, L.M. Hogan. *Metallurg. Mater. Transact. A*, **32** (4), 949 (2000). <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0352-y>
- [36] İ. Öztürk, G.H. Ağaoglu, E. Erzi, D. Dışpınar, G. Orhan. *J. Alloys and Compounds*, **763**, 384 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.341>
- [37] G. Liu, G. Li, A. Cai, Z. Chen. *Materials and Design*, **32** (1), 121 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.06.027>
- [38] В.Н. Осипов, Ю.А. Фадин, С.П. Никаноров. *ЖТФ*, **90** (12), 2072 (2020). <https://doi.org/10.21883/JTF.2020.12.50124.70-20>
- [39] V.N. Osipov, Yu.A. Fadin, S.P. Nikanorov. *Technical Physics*, **65** (12), 1981 (2020). <https://doi.org/10.1134/S1063784220120191>
- [40] El-Benawy Talaat, F. Hasse. *Mat. Trans.*, *ЖМ*, **41** (4), 507 (2000). <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.41.507>
- [41] M.H. Mulazimoglu, R.A.L. Drew, J.E. Gruzleski. *Metallurgical Transactions: A*, **20A** (3), 383 (1989). <https://doi.org/10.1007/BF02653917>
- [42] А.И. Аверкин, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов. *Письма в ЖТФ*, **42** (4), 67 (2016). [A.I. Averkin, B.N. Korchunov, S.P. Nikanorov, V.N. Osipov. *Tech. Phys. Lett.*, **42** (2), 201 (2016). <https://doi.org/10.1134/S106378501602019X>]
- [43] R. Haghayeghi, G. Timelli. *Mater. Lett.*, **283** (3–4), 128779 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128779>
- [44] H. Yan, C. Zhu, Z. Wu, W. Gao. *Mat. Trans.*, *ЖМ*, **61** (1), 181 (2020). <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2019225>
- [45] L. Ceschini, A. Morri, A. Morri, A. Gamberini, S. Messieri. *Mater. Design*, **30** (10) 4525 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.05.012>
- [46] Р.Ю. Барков, А.С. Просвиряков, М.Г. Хомутов, А.В. Поздняков. *ФММ*, **122** (6), 658 (2021). <https://doi.org/10.31857/S0015323021060024> [R.Yu. Barkov, A.S. Prosviryakov, M.G. Khomutov, A.V. Pozdniakov. *Phys. Metals Metallography*, **122** (6), 614 (2021). <https://doi.org/10.1134/S0031918X21060028>]
- [47] M. Zamania, L. Morini, L. Ceschini, S. Seifeddine. *Mater. Sci. Engin. A*, **693**, 42 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.084>
- [48] Z. Chen, H. Kang, G. Fan, J. Li, Y. Lu, J. Jie, Y. Zhang, T. Li, X. Jian, T. Wang. *Acta Materialia*, **120** (11), 168 (2016). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.045>
- [49] Р.Ю. Барков, А.Г. Мочуговский, М.Г. Хомутов, А.В. Поздняков. *ФММ*, **122** (2), 173 (2021). <https://doi.org/10.31857/S0015323021020029> [R.Yu. Barkov, A.G. Mochugovskiy, M.G. Khomutov, A.V. Pozdniakov. *Phys. Metals Metallography*, **122** (2), 161 (2021). <https://doi.org/10.1134/S0031918X21020022>]
- [50] Wu Yuying, Liu Xiangfa, Jang Binggang, Huang Chuanzhen. *Rare Metals*, **29** (1), 62 (2010). <https://doi.org/10.1007/s12598-010-0011-9>
- [51] H. Zhang, H. Duan, G. Shao, L. Xu. *Rare Metals*, **27** (1), 59 (2008). [https://doi.org/10.1016/S1001-0521\(08\)60031-5](https://doi.org/10.1016/S1001-0521(08)60031-5)

- [51] Min Zuo, Xiangfa Liu, Qianqian Sun. *J. Mater. Sci.*, **44**, 1952 (2009). <https://doi.org/10.1007/s10853-009-3287-0>
- [52] Min Zuo, Kun Jiang, Xiangfa Liu. *J. Alloys Compounds*, **503** (2), L26 (2010). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.05.017>
- [53] В.К. Афанасьев, С.А. Гладышев, Б.С. Ефименко, С.М. Никитенко, М.В. Попова, А.Н. Прудников, А.А. Ружило, М.Н. Чурик, А.В. Горшенин. Поршневые силумины. (Полиграф, Кемерово, 2005)
- [54] М.В. Главатских, А.В. Поздняков, С.В. Махов, В.И. Напалков. *Известия вузов. Цветная металлургия*, **4**, 45 (2014). <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2014-4-45-50> [M.V. Glavatskikh, A.V. Pozdniakov, S.V. Makhov, V.I. Napalkov. *Russ. J. Non-Ferrous Metals*, **55** (5) 450 (2014) <https://doi.org/10.3103/S1067821214050095>]
- [55] A.V. Pozdniakov, M.V. Glavatskikh, S.V. Makhov, V.I. Napalkov. *Mater. Lett.*, **128**, 325 (2014). <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2014.04.068>
- [56] Min Zuo, D. Zhao, X. Teng, H. Geng, Z. Zhang. *Mater. Design*, **47** (5), 857 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.12.054>
- [57] M. Faraji, I. Todd, H. Jones. *Metall. Mater. Transactions A*, **40** (7), 1710 (2009). <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9842-0>
- [58] Yu-Chih Tzeng, Chih-Ting Wu, Hui-Yun Bor, Jain-Long Horng, Mu-Lin Tsai, Sheng-Long Lee. *Mater. Sci. Engin. A*, **593**, 103 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.039>
- [59] M. Kim, Y. Hong, H. Cho. *Met. Mater. Intern.*, **10** (6), 513 (2004). <https://doi.org/10.1007/BF03027412>
- [60] M. Kim. *Met. Mater. Intern.*, **13** (2), 103 (2007). <https://doi.org/10.1007/BF03027559>
- [61] A. Muhammad, C. Xu, W. Xuejiao, S. Hanada, H. Yamagata, Li R. Hao, Ma Chaoli. *Mater. Sci. Engin. A*, **604**, 122 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.005>
- [62] J.H. Li, X.D. Wang, T.H. Ludwig, Y. Tsunekawa, L. Arnberg, J.Z. Jiang, P. Schumacher. *Acta Mater.*, **85**, 153 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.064>
- [63] F. Mao, G. Yan, Z. Xuan, Z. Cao, T. Wang. *J. Alloys Compounds*, **650**, 896 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.06.266>
- [64] Q. Li, T. Xia, Y. Lan, P. Li, L. Fan. *Mater. Sci. Eng. A*, **588**, 97 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.017>
- [65] Z.M. Shi, Q. Wang, G. Zhao, R.Y. Zhang. *Mater. Sci. Eng. A*, **626**, 102 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.062>
- [66] Xing Pengfei, Gao Bo, Zhuang Yanxin, Liu Kaihua, Tu Ganfeng. *J. Rare Earths*, **28** (6), 927 (2010). [https://doi.org/10.1016/S1002-0721\(09\)60222-2](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(09)60222-2)
- [67] Q. Zheng, L. Zhang, H. Jiang, J. Zhao, J. He. *J. Mater. Sci. Technol.*, **47**, 142 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.12.021>
- [68] V. Vijeesh, K. Narayan Prabhu. *Light Metals 2015*, ed. by M. Hyland (Springer, Cham, Switzerland, 2016), p. 403. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48248-4_67
- [69] W. Jiang, Z. Fan, Y. Dai, C. Li. *Mater. Sci. Engin. A*, **597**, 237 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.009>
- [70] E. Aguirre-Dela Torre, R. Pérez-Bustamante, J. Camarillo-Cisneros, C.D. Gómez-Esparza, H.M. Medrano-Prieto, R. Martínez-Sánchez. *J. Rare Earths.*, **31** (8), 811 (2013). [https://doi.org/10.1016/S1002-0721\(12\)60363-9](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(12)60363-9)
- [71] Yu-Chou Tsai, Cheng-Yu Chou, Sheng-Long Lee, Chih-Kuang Lin, Jing-Chie Lin, S.W. Lim. *J. Alloys Compounds*, **487**, 157 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.07.183>
- [72] S. Kores, M. Vonchina, B. Kosec, P. Mrvar, J. Medved. *Mater. Technol.*, **44** (3), 137 (2010).
- [73] Q. Li, T. Xia, Y. Lan, W. Zhao, L. Fan, P. Li. *J. Alloys Compounds*, **562**, 25 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.02.016>
- [74] E.M. Elgallad, M.F. Ibrahim, H.W. Doty, F.H. Samuel. *Philos. Magaz.*, **98**, 1337 (2018). <https://doi.org/10.1080/14786435.2018.1435917>
- [75] J.H. Li, S. Suetsugu, Y. Tsunekawa, P. Schumacher. *Metallurg. Mater. Trans., A*, **44** (2), 669 (2013). <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1410-3>
- [76] Q. Li, J. Li, B. Li, Y. Zhu, D. Liu, Y. Lan, S. Wang. *J. Mater. Engin. Perform.*, **27** (7), 3498 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3456-x>
- [77] B. Li, H. Wang, J. Jie, Z. Wei. *J. Alloys Compounds*, **509**, 3387 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.12.081>
- [78] Z. Hu, Z. Dong, Z. Yin, H. Yan, J. Tian, H. Xie. *J. Rare Earths*, **36**, 662 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.jre.2017.12.007>
- [79] G. Mao, S. Liu, Z. Wu, C. Zhu, W. Gao. *Mater. Lett.*, **271**, 127795 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127795>
- [80] G. Mao, H. Yan, C. Zhu, Z. Wu, W. Gao. *J. Alloys Compounds*, **806**, 909 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.07.107>
- [81] Q. Li, B. Li, J. Li, Y. Zhu, T. Xia. *Mater. Sci. Engin. A*, **722**, 47 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.015>
- [82] K. Nogita, S. D. McDonald, A. K. Dahle. *Mater. Transact.*, **45** (2), 323 (2004). <https://doi.org/10.2320/matertrans.45.323>
- [83] Shi Zhiming, Wang Qiang, Shi Yuting, Zhao Ge, Zhang Ruiying. *J. Rare Earth*, **33**, 1004 (2015). [https://doi.org/10.1016/S1002-0721\(14\)60518-4](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(14)60518-4)
- [84] Qiu Hongxu, Yan Hong, Hu Zhi. *J. Alloys Compounds*, **567**, 77 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.03.050>
- [85] Q. Li, J. Li, B. Li, Y. Lan, T. Xia. *Intern. J. Metalcast.*, **12**, 554 (2017). <https://doi.org/10.1007/s40962-017-0193-0>