

06

Влияние скорости направленной кристаллизации и содержания кремния на структуру и прочность Al–Si–Cu-сплава

© С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, Р.Б. Тимашов, А.В. Чикиряка

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

Поступило в Редакцию 12 августа 2022 г.

В окончательной редакции 19 декабря 2022 г.

Принято к публикации 28 декабря 2022 г.

Исследованы структура и прочность сплавов Al– x Si–2 wt.% Cu ($x = 15, 17$ и 20 wt.%), полученных при направленном затвердевании со скоростью 0.1 и 0.8 mm/s. Показано, что прочность растет при увеличении скорости затвердевания вследствие уменьшения размеров эвтектического кремния и превращения его чешуйчатой формы в тонковолокнистую. Кроме того, наблюдался рост прочности вследствие увеличения доли интерметаллической фазы, превышающего падение прочности из-за увеличения количества α -Al. Увеличение содержания кремния в образцах при затвердевании со скоростью 0.1 mm/s не вызывает изменения структуры и прочности. При большей скорости уменьшается доля эвтектики и снижается прочность.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, эвтектика, структура, прочность.

DOI: 10.21883/JTF.2023.04.55044.202-22

Введение

Силумины являются сплавами алюминия с кремнием как основным вторым компонентом. Литые сплавы имеют ряд преимуществ: высокая прочность при низком удельном весе, высокая текучесть, высокое сопротивление коррозии и износу, относительно низкая стоимость. Особый интерес вызывают заэвтектические силумины, в которых содержание кремния составляет от 14 до 25 wt.% [1]. Такие сплавы имеют повышенную жаропрочность и сопротивляемость износу. Однако увеличение содержания кремния в сплаве Al–Si выше эвтектического (12.5 wt.%) вызывает падение величины предельной прочности из-за увеличения локальных напряжений на первичных кристаллах кремния. Поэтому в настоящее время ведутся широкие исследования по изменению формы и уменьшению размера первичных объемных и эвтектических игольчатых кристаллов кремния. Эти исследования направлены также на поиск возможности дальнейшего снижения коэффициента теплового расширения (наиболее низкого из всех силуминов), что необходимо при применении заэвтектических сплавов в двигателях внутреннего сгорания [2,3].

Модифицирование структуры можно осуществлять различными способами [4]. Распространенный вариант — введение дополнительных химических элементов, преимущественно фосфора и стронция [5–10]. Широко применяется термомодеформационное модифицирование [11]. Исследуется возможность применения физических методов модифицирования расплавов [12]. Но нам кажется, что экономичным может быть модифицирование структуры путем изменения скорости затвердевания. Известно, что при увеличении скорости затвердевания

происходит уменьшение размеров и изменение формы зерна, приводящие к увеличению прочности Al–Si-сплава. Однако при этом увеличивается и пористость сплава, особенно при скорости выше $10^4 \mu\text{m/s}$ [13]. Вероятно, поэтому модифицирование структуры изменением скорости затвердевания используется редко, если не считать закалки сплава.

Известно, что при увеличении скорости затвердевания Al–Si-сплава происходит смещение эвтектической точки на диаграмме состояния Al–Si в сторону большего содержания кремния [14]. В работах [15,16] показано, что для сплава с составом, равным составу в смещенной эвтектической точке при высокой скорости кристаллизации, наблюдается максимум предельной прочности при растяжении (UTS) и резкое увеличение удлинения при разрушении. Величина этого максимума больше, чем максимума при малой скорости в квазиравновесных условиях. Сплав, полученный в смещенной эвтектической точке, имеет эвтектическую микроструктуру без дендритов α -Al и без кристаллов первичного кремния и, следовательно, появляется возможность получения заэвтектических сплавов с эвтектической микроструктурой, с повышенной прочностью и пластичностью. В работе [15] были получены с использованием метода направленной кристаллизации при скорости затвердевания 1 mm/s двухкомпонентные Al–15 wt.% Si-сплавы с тонковолокнистой, супермодифицированной структурой, с повышенной прочностью и высокой пластичностью.

В промышленности широкое распространение получили трехкомпонентные сплавы Al–Si–Cu с дополнительным легированием. Поэтому представляет интерес исследование возможности получения трехкомпонентного силумина заэвтектического состава с повышенной проч-

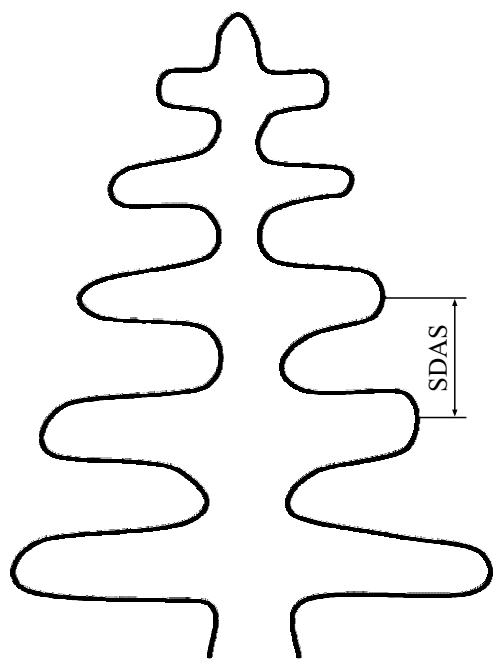


Рис. 1. Определение SDAS дендрита.

ностью и пластичностью вблизи эвтектической точки, смещенной вследствие повышения скорости охлаждения, по аналогии с двухкомпонентным сплавом.

Влияние добавки меди к бинарному сплаву Al–12 wt.% Si изучено в [17]. Сплав Al–12 wt.% Si–4.5 wt.% Cu имел UTS выше, чем UTS у бинарной основы на 37.3%. В работе [18] исследуется влияние термообработки сплавов Al–Si–Cu–Mg на структуру и механические свойства. Структуру дендритов фазы α -Al характеризуют общепринятой величиной SDAS (secondary dendrite arm space), расстоянием между плечами дендритов (рис. 1).

Отмечается, что величину SDAS можно использовать как характерный индикатор структуры и свойств сплавов. Увеличение SDAS снижает прочность и уменьшает удлинение при растяжении. Однако свойства промышленных сплавов со SDAS вплоть до 30 μm можно улучшить при термообработке расплава.

Структура и свойства Al–Si–Cu-сплава изучались ранее в работе [19]. Образцы состава Al–9.60 wt.% Si–2.86 wt.% Cu–0.61 wt.% Fe–0.19 wt.% Mn получали направленным затвердеванием расплава в цилиндрическом тигле при охлаждении водой. Наблюдались четыре фазы: α , состоящая из Al, Si, Cu, Fe, Mg, и β , включающая Si, Al, Fe, Cu, а также эвтектику (Al, Si) и Al–Cu. С увеличением скорости охлаждения SDAS уменьшалась от 27 до 9 μm , игольчатая структура эвтектического кремния превращалась в волокнистую, а предельная прочность на растяжение, UTS, возрастала с 225 до 272 МПа.

Влияние скорости затвердевания и других факторов на микроструктуру и механические свойства сплава

Al–10.6 wt.% Si–2.5 wt.% Cu–0.3 wt.% Mg при кристаллизации изучено разными способами [20]. Использовались: 1) традиционное гравитационное литье, 2) литье под давлением, 3) двухвалковое непрерывное литье с охлаждением, 4) непрерывное горизонтальное литье с охлаждением водными каплями. Высокая скорость охлаждения V была использована в случае последних двух методов, 255 и 327 K/s соответственно. Она оценивалась на основе измерений SDAS-образцов по соотношению $V = 2 \cdot 10^4 (\text{SDAS})^{-2.67}$. Величина UTS и предел текучести σ_{02} росли в перечисленном выше ряду методов, причем $\sigma_{02} = 6.09/(\text{SDAS})^{0.5} + 48.5$. Основными причинами роста являются уменьшение размера зерна α -Al, превращение чешуйчатой (игольчатой) структуры эвтектического кремния в волокнистую и уменьшение размеров волокна. Однородная кристаллическая ориентация по всему слитку, высокие прочность и удлинение при растяжении сплава такого же состава, как в [20], наблюдались при высокой скорости охлаждения (201 K/s) в работе [21]. Были найдены оптимальные режимы термообработки для дальнейшего повышения прочности и пластичности сплава.

Исследования Al–Si–Cu-сплавов проводились за редким исключением на доэвтектических силуминах. Задача настоящей работы заключалась в исследовании влияния скорости направленного затвердевания и состава заэвтектического трехкомпонентного сплава на его структуру и прочностные свойства.

1. Материалы и методы исследования

Из промышленного Al–Si–Cu-сплава в шамотно-графитовом тигле при температуре около 700°C были выращены исходные слитки в виде лент прямоугольного сечения методом направленной кристаллизации (способ Степанова) [16]. Расплав предварительно гомогенизировался при 800°C около 3 h с периодическим перемешиванием. Ленты длиной 0.5 m с поперечным сечением 15 \times 3 mm вытягивались из расплава через формообразователь с прямоугольным отверстием при воздушном струйном охлаждении. Использовались две скорости вытягивания: 0.1 и 0.8 mm/s. Выращивались образцы сплава как с начальным исходным содержанием, так и с добавлением в расплав кремния. Из лент вырезались образцы для исследования структуры и испытаний на растяжение длиной 60 mm с рабочей частью длиной 20 mm и сечением 3 \times 3 mm.

Состав материала выращенных лент был определен методом энергетической дифракционной спектроскопии (EDS) многократными измерениями на разных участках поверхностей вдоль направления вытягивания. Содержание кремния было дополнительно проверено методом оптико-эмиссионной спектроскопии как на продольном, так и поперечном сечении лент. Средняя погрешность определения содержания кремния в образцах, полученная разными методами измерения и на разных участках

Таблица 1. Состав исследованных сплавов (wt.%)

Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn
0.80	74.6	14.6	0.3	0.5	1.2	1.1	2.5	0.6
0.9	74.5	17.4	0.1	0.4	0.7	1.08	2.3	0.4
0.5	71.8	20.1	0.2	0.5	1.3	0.8	1.9	0.3

образцов, не превышала 3%. В табл. 1 приведены данные, полученные EDS-методом. Микроструктурный анализ исследуемых образцов проводился с помощью сканирующего электронного микроскопа Phenom Pro X с энергетическим дифракционным спектрометром.

Относительные доли площади, занимаемые отдельными фазами исследуемых сплавов на фотографиях микроструктуры, были определены по количеству пикселей изображения, занимаемой каждой фазой и имеющего определенную контрастность. Испытания на растяжение были выполнены на универсальной испытательной машине Инстрон 1342 при скорости движения зажимов $6 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. Это соответствует скорости относительной деформации, равной $3 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$.

2. Результаты

2.1. Микроструктура

Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры образца сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, полученного при скорости затвердевания 0.1 mm/s, показано на рис. 2. Можно различить три структурные фазы: твердый раствор α -Al (отмечена точкой 1), эвтектика (точка 2), интерметаллические соединения, образованные алюминием и кремнием с переходными металлами (точка 3). Элементный состав в указанных точках мест, определенный EDS-методом, приведен в табл. 2.

На рис. 3 показано электронно-микроскопическое изображение микроструктуры сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, полученного при скорости затвердевания 0.8 mm/s. Можно различить твердый раствор α -Al (темно-серый цвет), эвтектику светло-серого цвета, состоящую из эвтектического кремния и α -Al, и интерметаллиды белого цвета (точка 5), имеющие в своем составе по результатам EDS-анализа Al, Si, легирующие (Cu, Ni, Fe, Mn) металлы и щелочноземельный металл (Mg) (табл. 3).

Влияние скорости затвердевания и содержания кремния на структуру сплава было исследовано также с использованием оптической микроскопии. На рис. 4 представлена микроструктура сплава с 15 wt.% кремния, полученного при скорости затвердевания 0.1 и 0.8 mm/s при двух масштабах увеличения (рис. 4, a, c и рис. 4, b, d соответственно). В обоих случаях наблюдаются три структурные фазы: дендриты α -Al (белый цвет), эвтектика (смесь эвтектического кремния черного цвета и α -Al)

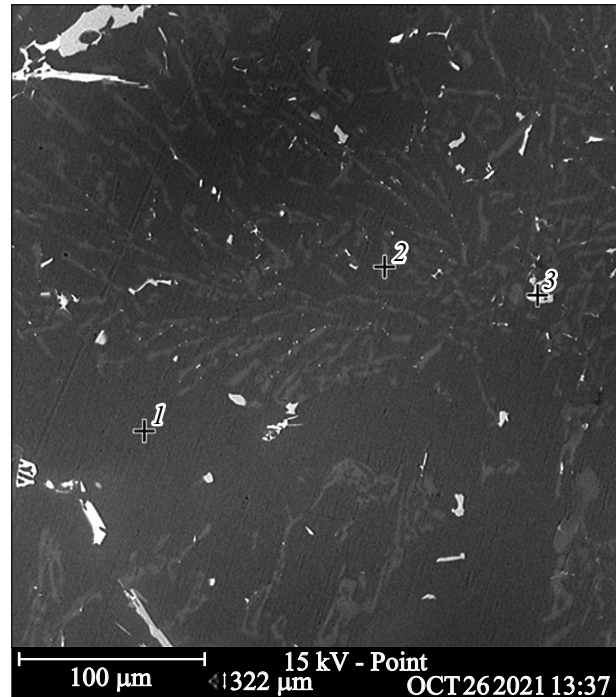


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, полученного направленной кристаллизацией способом Степанова при скорости затвердевания 0.1 mm/s (1 — твердый раствор α -Al; 2 — эвтектика; 3 — интерметаллические соединения).

Таблица 2. Содержание элементов (wt.%) в точках микроструктуры фаз сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, полученного при скорости 0.1 mm/s

№ точки (рис. 1)	Al	Si	Cu	Ni	Fe	Mn
1	94.62	5.38	—	—	—	—
2	47.21	52.79	—	—	—	—
3	68.83	13.64	1.84	1.60	8.36	5.73

и интерметаллические соединения (хорошо наблюдающиеся на рис. 4, c, светло-серого цвета). Видно, что с увеличением скорости затвердевания дендриты утончаются. Эвтектика с кремнием в виде пучков игл (следы пересечения чешуйчатых пластин плоскостью среза) длиной до $100 \mu\text{m}$ при скорости затвердевания 0.1 mm/s становится при скорости 0.8 mm/s тонковолокнистой, оптически неразрешимой. Такой характер превращения чешуйчатой формы кремния эвтектики в тонковолокнистую как у двойных, так и тройных силуминов с увеличением скорости охлаждения наблюдался в ряде работ [15,20–23]. Следует отметить, что при меньшей скорости иглы эвтектического кремния образуют звездоподобную многолучевую структуру (рис. 4, c). Авторы работы [24] считают, что такие образования являются первичным кремнием.

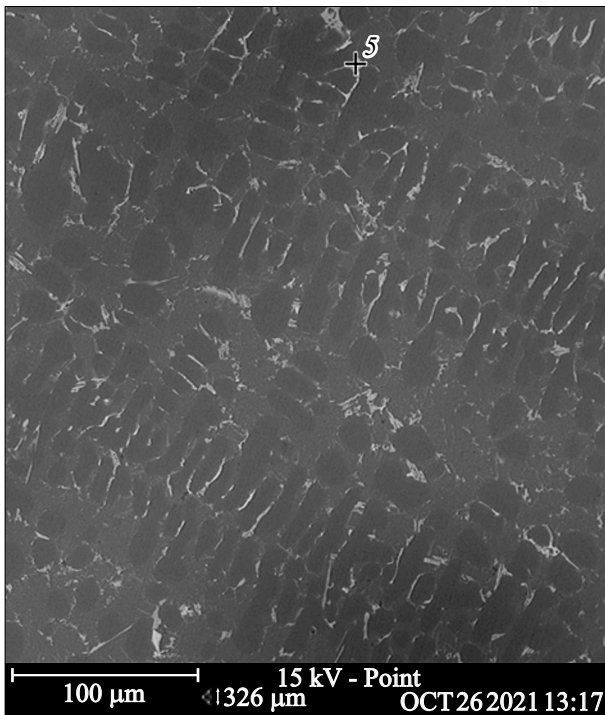


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, полученного при скорости затвердевания 0.8 mm/s (точка 5 — интерметаллиды).

Таблица 3. Содержание элементов (wt.%) в точке микро-структуры фазы сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, полученного при скорости 0.8 mm/s

№ точки (рис. 2)	Al	Si	Cu	Ni	Fe	Mn	Mg
5	75.5	7.6.3	5.90	6.20	2.1	1.33	1.25

Относительные доли площадей, занимаемых каждой из фаз, при разных скоростях затвердевания приведены в табл. 4. Можно отметить увеличение доли α -Al и интерметаллидов с увеличением скорости затвердевания. В таблице также отражено уменьшение значения SDAS с ростом скорости затвердевания от 0.1 до 0.8 mm/s на 70%.

Влияние содержания кремния на структуру исследуемого сплава показано на рис. 5. Видно, что при скорости затвердевания 0.1 mm/s вид структуры фаз сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu и Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu одинаков (рис. 5, a, c). В случае скорости 0.8 mm/s заметно изменение микроструктуры эвтектики. В эвтектике сплава Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu видно большое количество зерен α -Al в виде мелких включений разной формы (рис. 5, b, d).

В табл. 5 показаны величины долей площади и значения SDAS-фаз сплава с разным содержанием кремния, полученных при одной скорости затвердевания. Видно увеличение доли фазы α -Al и интерметаллидов при

соответствующем уменьшении доли эвтектики в микро-структуре. Величина SDAS не изменяется в пределах погрешности измерений (10%).

2.2. Прочность

На рис. 6 представлена диаграмма предельной прочности на растяжение (UTS), образцов с разным содержанием кремния, полученных при двух скоростях затвердевания. Приведены усредненные значения измерений по трем образцам для каждого состава, за исключением сплава с 20 wt.% Si. На образцах этого состава наблюдалось хрупкое разрушение. Из диаграмм на рис. 6 следует, что увеличение скорости затвердевания с 0.1 до 0.8 mm/s приводит к значительному увеличению UTS для образцов одного состава. В то же время увеличение содержания кремния от 15 до 20 wt.% вызывает заметное уменьшение предельной прочности при скорости затвердевания 0.8 mm/s, а при скорости 0.1 mm/s эти изменения незначительны.

Относительное удлинение образцов при разрушении составило 4%.

3. Обсуждение результатов

В отличие от заэвтектических бинарных сплавов Al–Si, в исследуемых здесь заэвтектических тройных сплавах Al–Si–Cu кристаллы первичного кремния не наблюдаются. Только при затвердевании с меньшей скоростью, 0.1 mm/s, образуются звездчеподобные структуры, которые в [24] предположительно относят к первичным кристаллам кремния. В исследуемом материале имеется ряд примесей, которые могут являться центрами зарождения первичных дендритных кристаллов α -Al. Рост α -Al как при наличии, так и в отсутствие первичного кремния в заэвтектических силиминах наблюдался в ряде работ. Образование дендритных кристаллов α -Al вместе с эвтектикой и первичным кремнием в заэвтектическом сплаве Al–20 wt.% Si с добавлением меди при скорости охлаждения 16.2 K/s наблюдали в работе [17]. В [25] сплавы алюминия с содержанием кремния от 13 до 18 wt.% Si и содержанием Cu 1.0 wt.%, полученные при скорости охлаждения 1.0 K/s, имели структуру, состоящую из α -Al и эвтектики.

Во всей исследованной области содержания кремния в настоящей работе образцы состояли из α -Al дендритов, эвтектики и интерметаллических соединений. Затвердевание этих расплавов происходит при значительном переохлаждении, так как в них содержатся Mn, Fe, Cu, Zn, Mg, оказывающие сильное влияние на характер затвердевания [26]. Действительно, оценка средней температуры затвердевания эвтектики для сплавов с 15, 17 и 20 wt.% Si при указанном выше содержании меди и примесей согласно уравнению, предложенному Грузлецьки в работе [26], дала величину, равную 564°C. Эвтектическая температура двухкомпонентного

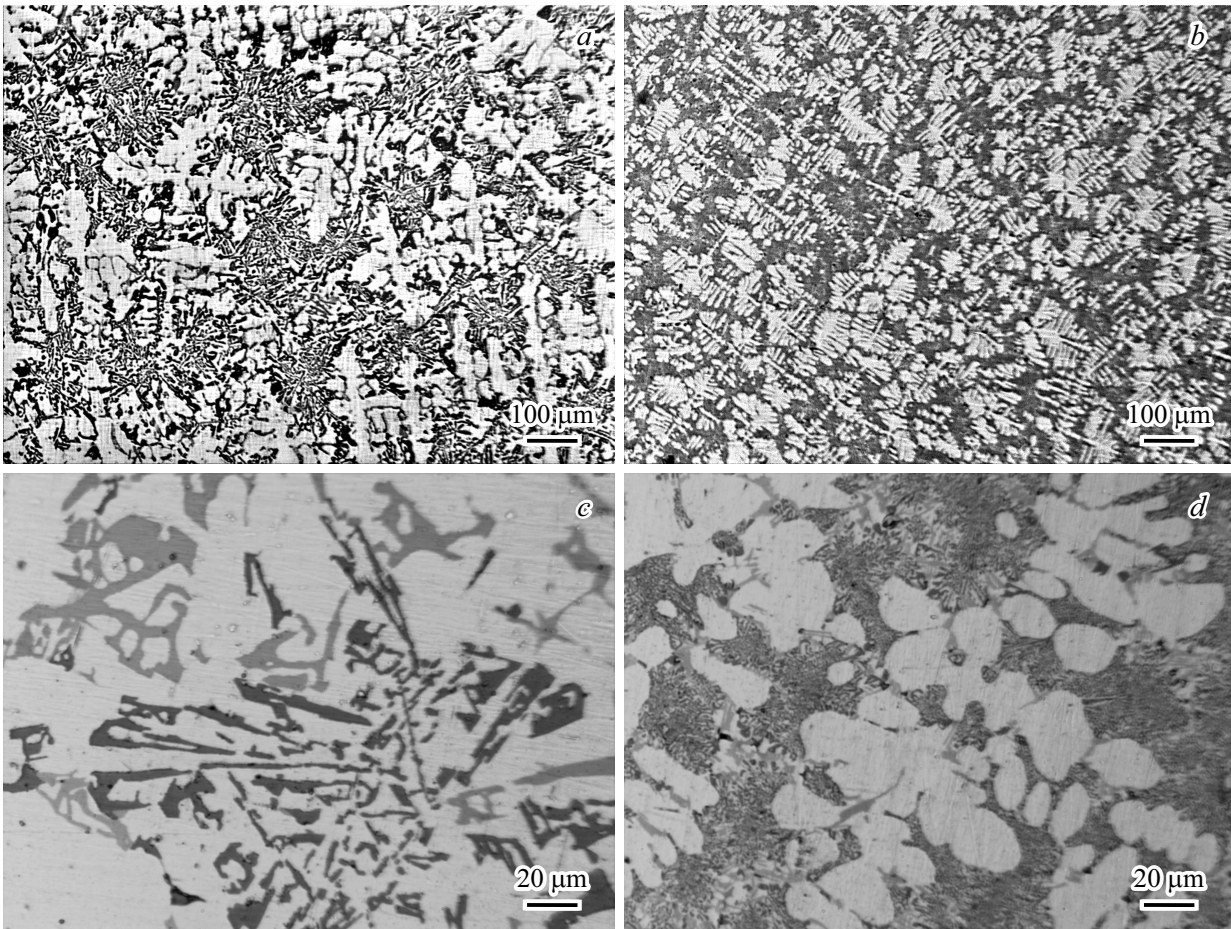


Рис. 4. Влияние скорости вытягивания на структуру Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu при двух увеличениях изображения. Скорость затвердевания: *a, c* — 0.1; *b, d* — 0.8 mm/s.

Таблица 4. Параметры структуры сплава с 15 wt.% кремния при разных скоростях затвердевания

Сплав	Скорость затвердевания, mm/s	SDAS, μm	Площадь фазы в сечении образца, %		
			α -Al	Интерметаллиды	Эвтектика
Al–15 wt.%	0.1	57	37.7	3.5	58.8
Si–2 wt.% Cu	0.8	18	49.24	5.4	45.4

Таблица 5. Параметры структуры сплава при разном содержании кремния

Сплав	Скорость затвердевания, mm/s	SDAS, μm	Площадь фазы в сечении образца, %		
			α -Al	Интерметаллиды	Эвтектика
Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu	0.8	18	49.24	5.4	45.4
Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu	0.8	18	55.6	6.6	37.8

сплава Al–12.5 wt.% Si равна 577°C . Кроме того, формирование одной эвтектики без первичных кристаллов в сплаве Al–15 wt.% Si происходит при скорости около 1 mm/s [16], что соответствует переохлаждению расплава около 12°C [27]. Сильное переохлаждение за

счет модифицирующего воздействия дополнительного элемента — меди и примесей, а также высокой скорости затвердевания, может вызвать смещение эвтектической точки в сторону большего содержания кремния. Величина предельной прочности при увеличении содержания

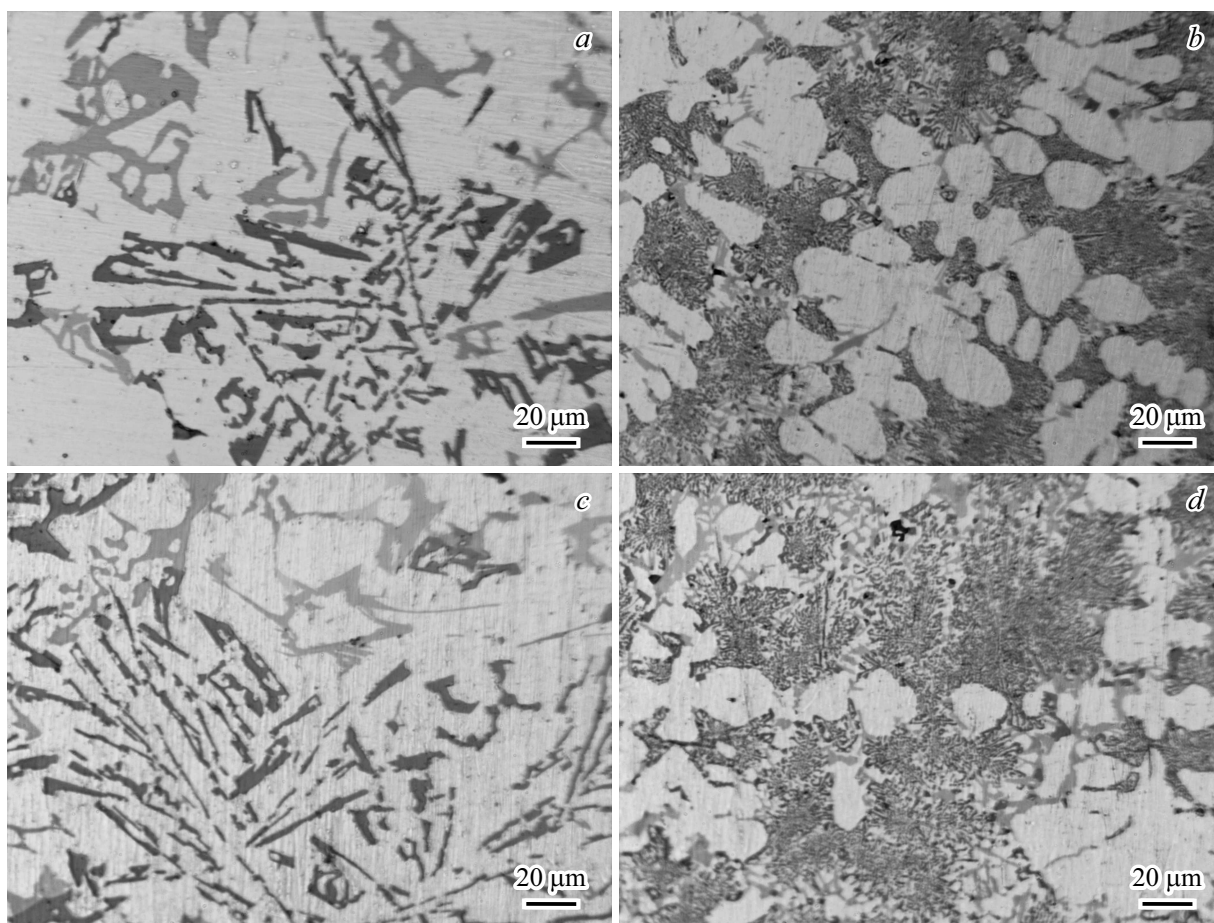


Рис. 5. Влияние содержания Si в сплаве Al- x Si-2.0wt.%Cu на структуру: *a, b* — $x = 15$ wt.% Si; *c, d* — $x = 20$ wt.% Si при скорости затвердевания: *a, c* — 0.1; *b, d* — 0.8 mm/s.

кремния в бинарных силуминах растет до эвтектического состава. Снижение величины предельной прочности при увеличении содержания кремния в бинарных силуминах происходит только выше эвтектической точки. Из данных настоящей работы по прочности сплава можно предположить, что максимальное количество кремния в эвтектике исследуемого тройного сплава достигается при содержании кремния ниже или равном 15 wt.% Si. Такое содержание кремния в бинарном сплаве Al-15 wt.% Si наблюдается в смещенной эвтектической точке при скорости затвердевания 1 mm/s [28].

Рост UTS при большей скорости затвердевания сплава с 15 wt.% Si происходит за счет увеличения прочности эвтектики вследствие превращения грубой, игольчатой (в объеме чешуйчатой) структуры в более плотную, тонковолокнистую, оптически трудно разрешимую структуру и дополнительно за счет увеличения количества интерметаллической фазы (рис. 4, *a, b* или 4, *c, d*). Вклад в увеличение прочности сплава за счет измельчения эвтектики и возрастания объема интерметаллической фазы с 3.5 до 5.4% при увеличении скорости затвердевания от 0.1 до 0.8 mm/s превышает вклад в падение прочности от уменьшения объема эвтектики с 58.8 до 45.4% и

соответствующего роста объема α -Al дендритной структуры с 37.7 до 49.2% (табл. 4). При этом наблюдается уменьшение величины SDAS, определяемой структурой, а не объемом фаз, с 57 до 18 μ m (рис. 7).

При увеличении содержания кремния в сплаве с 15 до 20 wt.% для скорости затвердевания 0.1 mm/s (рис. 5, *a, c*) характер структуры не меняется, и прочность практически не изменяется. При скорости затвердевания 0.8 mm/s увеличение содержания кремния не вызывает заметного изменения общей структуры сплава. Однако наблюдается увеличение количества микроскопических выделений фазы α -Al вне дендритов в массиве эвтектики. Это приводит к уменьшению доли эвтектики и увеличению количества фазы α -Al в микроструктуре. Величина SDAS не изменяется (18 μ m), так как не изменяется структура каждой фазы, изменяются только объемные доли. Предельная прочность возрастает на 47% за счет увеличения доли интерметаллидов.

Прочность полученных образцов превышает прочность близких по составу образцов сплавов, полученных традиционным литьем в металлический тигель без термообработки [29]. Традиционное литье может обеспечить полученную в работе прочность сплава Al-Si-Cu

Таблица 6. Сравнение UTS сплавов, полученных разными методами

Сплав	UTS, МПа		
	Немодифицирован	+0.04 wt.% Sr	+1.0 wt.% Ce
LM30, отливка [10]*	155 ± 5	160 ± 5	190 ± 10
LM30, термообработка [10]	245 ± 5	250 ± 10	285 ± 5
Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, направленная кристаллизация	279	–	–

Примечание. * — состав LM30: Al–16 wt.% Si–3.5 wt.% Cu.

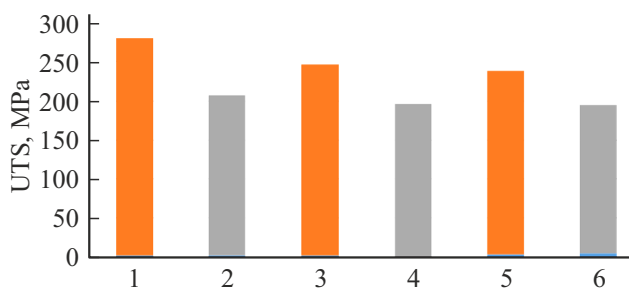


Рис. 6. Предельная прочность при растяжении UTS в зависимости от скорости затвердевания и содержания кремния (скорость затвердевания: столбец 1, 3, 5 — 0.8; 2, 4, 6 — 0.1 mm/s; содержание Si: столбец 1, 2 — 15; 3, 4 — 17; 5, 6 — 20 wt.%).

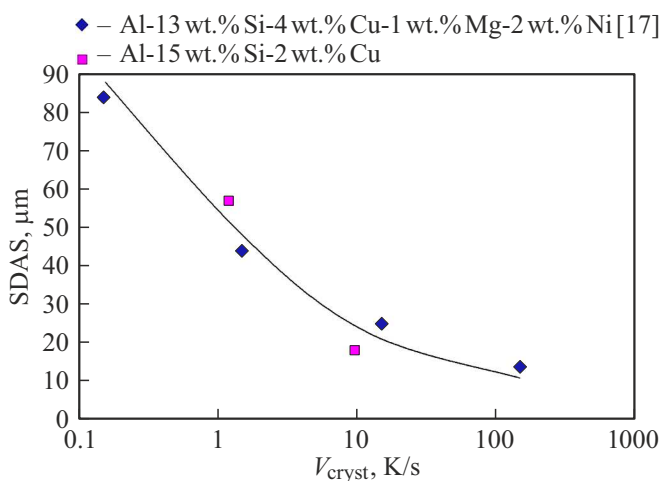


Рис. 7. Зависимость SDAS от скорости затвердевания сплава.

только после модифицирования сплава церием и дополнительной термообработки (табл. 6). Можно ожидать, что дополнительное модифицирование сплава, полученного вблизи смещенной по кремнию эвтектической точки, приведет к более высокой прочности по сравнению со сплавом, полученным традиционным литьем.

Заключение

Увеличение скорости затвердевания сплава Al–*x*Si–2 wt.% Cu (*x* = 15, 20 wt.%) с 0.1 до 0.8 mm/s

вызывает превращение грубой чешуйчатой структуры эвтектики в более прочную, тонковолокнистую, оптически не разрешимую структуру. Увеличение прочности сплава за счет структурного упрочнения эвтектики и увеличения объема интерметаллической фазы с 3.5 до 5.4% превышает вклад в разупрочнение сплава вследствие уменьшения объема эвтектики и увеличения объема α -Al дендритной структуры на 43 МПа. При этом наблюдается уменьшение величины SDAS, определяемой структурой фаз, а не объемом, с 57 до 18 μ m.

При увеличении содержания кремния в сплаве Al–Si–Cu с 15 до 20 wt.% и сохранении скорости затвердевания 0.1 mm/s характер структуры не меняется и прочность не изменяется. При затвердевании сплава при скорости 0.8 mm/s увеличение содержания кремния не вызывает заметного изменения общего вида структуры образцов. Однако наблюдается возрастание доли микроскопических выделений фазы α -Al вне дендритов, в массиве эвтектики. Увеличение содержания кремния в сплаве вызывает уменьшение объемной доли, занимаемой эвтектикой, по площади сечения на 7.6%, увеличение площади, занимаемой интерметаллидами, на 22% и фазой α -Al — на 13%. Величина SDAS остается постоянной, равной 18 μ m/s. Величина UTS растет за счет увеличения доли интерметаллидов.

Содержание кремния в эвтектике вблизи смещенной эвтектической точки при скорости затвердевания 0.8 mm/s около 15 wt.%.

Предельная прочность на растяжение, 275 МПа, полученная методом направленной кристаллизации на образцах сплава Al–Si–Cu, превышает прочность сплавов, полученных традиционным литьем.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. *Сплавы алюминия с кремнием* (Металлургия, М., 1977)
- [2] М.В. Попова, В.В. Ушакова, З.А. Лузянина. *Изв. вузов. Черная металлургия*, **8**, 55 (1995).

- [3] М.В. Попова, В.В. Ушакова, З.А. Лузянина. Изв. вузов. Черная металлургия, **6**, 81 (1994).
- [4] V. Vijeeesh, K. Narayan Prabhu. Trans. Indian Inst. Met., **67** (1), 1 (2014). DOI: 10.1007/s12666-013-0327-x
- [5] В.Н. Осипов. ЖТФ, **92** (9), 1365 (2022). DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52928.42-22
- [6] Ю.Я. Зильберг, Н.М. Хрущева, Г.Б. Гершман. *Алюминиевые сплавы в тракторостроении* (Машиностроение, М., 1971)
- [7] Т.Н. Смирнова. Модифицирование заэвтектических силуминов. В сб.: *Модифицирование силуминов*. Под ред. Г. В. Самсонова. (Наук. думка, Киев, 1970), с. 25.
- [8] А.П. Гудченко, И.М. Заливанова. Литейное производство, **12**, 30 (1972).
- [9] Л.П. Селезнев, Т.П. Боровицкая, Е.В. Кузнецова. Научные труды Института Гипроцветметобработка, **58**, 63 (1978).
- [10] Y.C. Lin, Shun-Cun Luo, Jian Huang, Liang-Xing Yin, Xing-You Jiang. Mat. Sci. Eng. A **725**, 530 (2018). DOI: 10.1016/j.msea.2018.04.049
- [11] S. Hegde, K.N. Prabhu. J. Mater.Sci., **43** (9), 3009 (2008). DOI: 10.1007/s10853-008-2505-5
- [12] К.В. Никитин. *Модифицирование и комплексная обработка силуминов* (Самарский государственный технический университет, Самара, 2016)
- [13] G.K. Sigworth. Int. J. Metalcast., **2** (2), 19 (2008). DOI: 10.1007/BF03355425
- [14] Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* (Металлургия, М., 1979) [Пер. с англ.: L.F. Mondolfo. *Aluminum Alloys: Structure and Properties* (London, Butterworth Ltd., 1976)]
- [15] А.И. Аверкин, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов. Письма в ЖТФ, **42** (4), 67 (2016). [A.I. Averkin, V.N. Korchunov, S.P. Nikanorov, V.N. Osipov. Tech. Phys. Lett., **42** (2), 201 (2016). DOI: 10.1134/S106378501602019X]
- [16] С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман. ФТТ, **55** (6), 1119 (2013). [S.P. Nikanorov, L.I. Derkachenko, B.K. Kardashev, V.N. Korchunov, V.N. Osipov, V.V. Shpeizman. Phys. Solid State, **55** (6), 1207 (2013). DOI: 10.1134/S1063783413060255]
- [17] C.G. Shivarprasad, S. Narendranath, Vijay Desai, Sujeeth Swami, M.S. Ganesha Prasad. Proc. Mat. Sci., **5**, 1368 (2014). DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.454
- [18] L. Aguilera Luna, H. Mancha Molinar, M.J. Castro Roman, J.C. Escobedo Bocado, M. Herrera Trejo. Mater. Sci. Eng. A, **561**, 1 (2013). DOI: 10.1016/j.msea.2012.10.064
- [19] H. Borkar, S. Seifeddine, A.E.W. Jarfors. Sol. St. Fen., **287**, 18 (2019). DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.287
- [20] M. Okayasu, Y. Ohkura, S. Takeuchi, H. Ohfuji, T. Shiraiishi. Mat. Sci. Eng. A, **543**, 185 (2012). DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.073
- [21] M. Okayasu, S. Takeuchi, T. Ochi. Int. J. Cast Metal. Res., **30** (4), 217 (2017). DOI: 10.1080/13640461.2017.1286556
- [22] T. Hosch, L.G. England, R.E. Napolitano. J. Mater. Sci., **44** (18), 4892 (2009). DOI: 10.1007/s10853-009-3747-6
- [23] L. Tian, Y. Guo, J. Li, F. Xia, M. Liang, Y. Bai. Materials, **11** (7), 1230 (2018). DOI: 10.3390/ma11071230
- [24] O.A. Atasoy, F. Yilmaz, R. Elliott. J. Cryst. Growth, **66** (1), 137 (1984). DOI: 10.1016/0022-0248(84)90084-8
- [25] R. Wang, W. Lu. Int. J. Mater. Sci. Appl., **5** (6), 277 (2016). DOI: 10.11648/j.ijmsa.20160506.17
- [26] M.B. Djurdjevic. Vojnotehnički Glasnik/Military Technical Courier, **60** (1), 152 (2012). DOI: 10.5937/Vojnotehnicki-Glasnik
- [27] D.C. Jenkinson, L.M. Hogan. J. Cryst. Growth, **28** (2), 171 (1975). DOI: 10.1016/0022-0248(75)90233-X
- [28] S.P. Nikanorov, V.N. Osipov, L.I. Regel. J. Mater. Eng. Perform., **28**, 7302 (2019). DOI: 10.1007/s11665-019-04414-3
- [29] V. Vijeeesh, M. Ravi, K. Narayan Prabhu. Mater. Perform. Character., **2** (1), 296 (2013). DOI: 10.1520/MPC20120007