

06 Калориметрическое исследование Al–*x*Si–2 wt% Cu силумина с 15, 17 и 20 wt% кремния

© П.Н. Якушев, В.Н. Осипов, В.А. Берштейн, С.П. Никаноров

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

Поступило в Редакцию 30 марта 2023 г.

В окончательной редакции 11 июля 2023 г.

Принято к публикации 14 июля 2023 г.

Исследовано влияние скорости затвердевания и содержания кремния на алюминий-кремниевую эвтектику и интерметаллические фазы Al–Si–Cu-сплава с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Проанализирована предельная прочность на растяжение сплава на основе наблюдаемой микроструктуры и объемов фаз на основании величин, оцениваемых по измеряемым параметрам энтальпии плавления.

Ключевые слова: микроструктура сплава, дифференциальная сканирующая калориметрия, эвтектическая и интерметаллические фазы.

DOI: 10.21883/JTF.2023.09.56218.63-23

Введение

Заэвтектические силумины широко применяются в автомобилестроении при изготовлении поршней, гильз в двигателях внутреннего сгорания, деталей дизелей и других устройств. Жесткие эксплуатационные требования к ним инициируют широкие исследования микроструктуры и влияния ее на прочность, пластичность и другие физико-механические свойства силуминов.

В настоящее время исследуются разные способы модификации структуры литых силуминов [1]. Исследуется влияние объемов вводимых химических элементов на модификацию эвтектики и первичных кристаллов кремния тройных сплавов Al–Si–Cu [2,3]. Тройные силумины с медью и магнием эффективно модифицируются термообработкой и старением. Применение такой модификации на практике и исследования разных ее вариантов приводят к увеличению прочности [4,5]. Известно также об улучшении прочностных свойств тройных силуминов при затвердевании с повышенной скоростью. Так, при низкой скорости охлаждения Al–14% Si–2.6% Cu с добавкой Ce [2] наблюдалось измельчение первичных кристаллов кремния и образование тройного соединения Al–Si–Cu. Увеличение скорости охлаждения приводило к одновременной модификации первичного и эвтектического кремния. В работе [5] исследовано влияние высоких скоростей затвердевания на структуру и прочностные свойства Al–Si–Cu-сплава. При литье в песчаный тигель скорость охлаждения была 14.5°C/s, при вытягивании стержня из расплава и охлаждении водными каплями — 201.5°C/s. В первом случае наблюдалась игольчатая бинарная эвтектика, взвешенная в α -Al-матрице, и предельная прочность на растяжение до 250 МПа, во втором — тонкая сферическая эвтектика и дендриты α -Al и прочность до 350 МПа. Однако в

работе [6] отмечалось, что в сплавах, выращенных при высоких скоростях охлаждения, увеличивается пористость.

В работах [7] был рассмотрен процесс получения заэвтектического Al–Si-сплава с полностью эвтектической субволокнуистой структурой при направленной кристаллизации с такой повышенной скоростью затвердевания, которая обеспечивает смещение эвтектической точки в сторону увеличения содержания кремния до выбранного состава сплава. Кристаллизация сплава осуществлялась вытягиванием образца из расплава через формообразователь с воздушным охлаждением способом Степанова [8]. Исследовалось затвердевание при скорости 1 mm/s, соответствующей скорости охлаждения около 10°C/s. Сплав имел повышенную предельную прочность при растяжении (UTS) и рекордно высокое удлинение при разрушении (ϵ_L). При этом было показано, что сплав с тонкой волокнуистой структурой проявляет высокую эффективность в дополнение к улучшению физико-механических свойств при химическом модифицировании.

Представлялось важным применение такого подхода для улучшения свойств коммерческого тройного силумина Al–Si–Cu, т.е. получение трехкомпонентного сплава с оптимальным содержанием и тонкой структурой эвтектической фазы α Al + Si, смещенной в сторону большего содержания кремния до квазиэвтектической точки за счет повышения скорости затвердевания. Однако в настоящее время нет диаграммы структуры фаз Al–Si–Cu в зависимости от содержания кремния и скорости охлаждения, которая позволила бы выбрать условия для получения оптимального содержания эвтектики в сплаве. Поэтому в настоящей работе исследовалось влияние содержания кремния и скорости затвердевания на эвтектическую фазу в тройном сплаве.

Таблица 1. Состав исследованных сплавов в весовых единицах (wt.%)

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

1. Материал и методы исследования

В настоящей работе использовали сплав, близкий по составу к марке АК12М2МгН. Ленты длиной около двух метров с поперечным сечением 10×2 mm вытягивались из расплава в графито-шамотном тигле через формообразователь с воздушным охлаждением методом Степанова. Для увеличения содержания кремния выше 12.5 wt.% (эвтектический состав бинарного алюминий-кремниевый сплав) в расплав вводился дополнительно кремний. Расплав перед каждым вытягиванием ленты выдерживался в течение 3 h при 800°C с периодическим перемешиванием. Вытягивание проводили при температуре 660°C со скоростью 0.1 или 0.8 mm/s. Состав образцов приведен в табл. 1.

Содержание кремния превысило исходное вследствие ликвации на 2 wt.%. Поэтому измерения состава образцов проводились многократно на боковых поверхностях лент методом электронно-дифракционной спектроскопии (EDS). Кроме того, содержание кремния как на боковой поверхности ленты, так и на поперечных срезах было измерено электронно-оптическим методом. Дополнительно содержание кремния измерено на грани и на мелкой стружке материала. Средняя погрешность измерения состава, обусловленная измерениями в разных точках образцов и разными методами, не превышала 3%. Далее образцы трех составов будут обозначаться по составу основных элементов как: Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, Al–17 wt.% Si–2 wt.% Cu, Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu.

Кроме того, использовались образцы Al–15 wt.% Si, ранее выращенные тем же методом из расплава алюминия и кремния технической чистоты (99.85 и 99.9 wt.% соответственно) при скорости направленного затвердевания 1 mm/s, соответствующей скорости охлаждения приблизительно 10°C/s . [7].

Для проведения калориметрических измерений из лент с содержанием кремния 15, 17 и 20 wt.% вырезались образцы размером около $2 \times 2 \times 1$ mm. Анализ выполнялся методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с помощью калориметра DSC 6300 фирмы Seiko Instruments (Япония). Измерения зависимостей тепловых потоков от температуры проводились при скоростях нагревания и охлаждения 10 K/min. Определяли температурные диапазоны и энтальпии структурных превращений — эндотермического распада (плавления) эвтектической фазы ΔH_m и экзотермического процесса

образования эвтектики (кристаллизации) при охлаждении расплава ΔH_{cr} .

2. Результаты и обсуждение

Микроструктура и прочность таких же образцов были исследованы ранее в нашей работе [9]. Здесь приводятся основные краткие сведения, необходимые для анализа результатов исследований DSC.

Структура образцов с разным содержанием кремния, полученных способом Степанова при разных скоростях затвердевания, показана на рис. 1. Видны три основные фазы: дендриты α -Al (белый цвет), эвтектика $\alpha\text{Al} + \beta\text{Si}$ (черный цвет) и интерметаллические соединения (серый цвет). Элементный состав этих фаз был определен нами ранее [9]. Видно, что с увеличением скорости затвердевания сплавов обоих составов происходит превращение чешуйчатой структуры эвтектики в волокнистую, причем диаметр волокна уменьшается до размеров, не разрешаемых оптическим микроскопом (рис. 1, *a, b* для сплава с 15 wt.% Si и рис. 1, *c, d* для 20 wt.% Si). Увеличение содержания кремния при постоянной скорости затвердевания (рис. 1, *a, c* для 15 wt.% Si и рис. 1, *b, d* для 20 wt.% Si) не вызывает заметного изменения морфологии фаз. Отмечается, однако, некоторое увеличение объема α -Al за счет уменьшения в основном объема эвтектики. Этот эффект был обнаружен в предыдущей нашей работе [9] измерением площадей фаз в сечении образца в процентах. При увеличении содержания кремния с 15 до 20 wt.% площадь α -Al возрастала с 49 до 56%, а площадь эвтектики уменьшалась с 45 до 38%, остальное — интерметаллиды. Структура образцов бинарного сплава Al–15 wt.% Si, полученных ранее при скорости роста 1 mm/s [7] на той же установке, которая использовалась для выращивания рассматриваемых Al–Si–Cu сплавов, показана на рис. 2. Сплав имеет полностью эвтектическую структуру $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ без кристаллов твердого раствора α -Al и первичных кристаллов Si. Эвтектика имеет точно чешуйчатую структуру. Это обусловлено тем, что при скорости роста 1 mm/s эвтектическая точка сплава Al–Si смещается с 12.5 к 15 wt.% Si [7].

На рис. 3 показаны результаты измерения температурных зависимостей мощности тепловых потоков в калориметре при нагревании и охлаждении со скоростью 10 K/min сплавов Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu и Al–15 wt.% Si.

ДСК бинарного сплава Al–15 wt.% Si, выращенного при скорости охлаждения 0.8 mm/s, показывает один эндотермический пик при нагревании с максимумом при 593°C и экзотермический пик с максимумом при 555°C . Эти пики соответствуют плавлению и кристаллизации–затвердеванию эвтектики $\alpha\text{Al} + \text{Si}$. Другие фазы здесь отсутствуют. При нагревании образца Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu наблюдались два пика, при температуре 544 и 577°C , и малозаметный перегиб

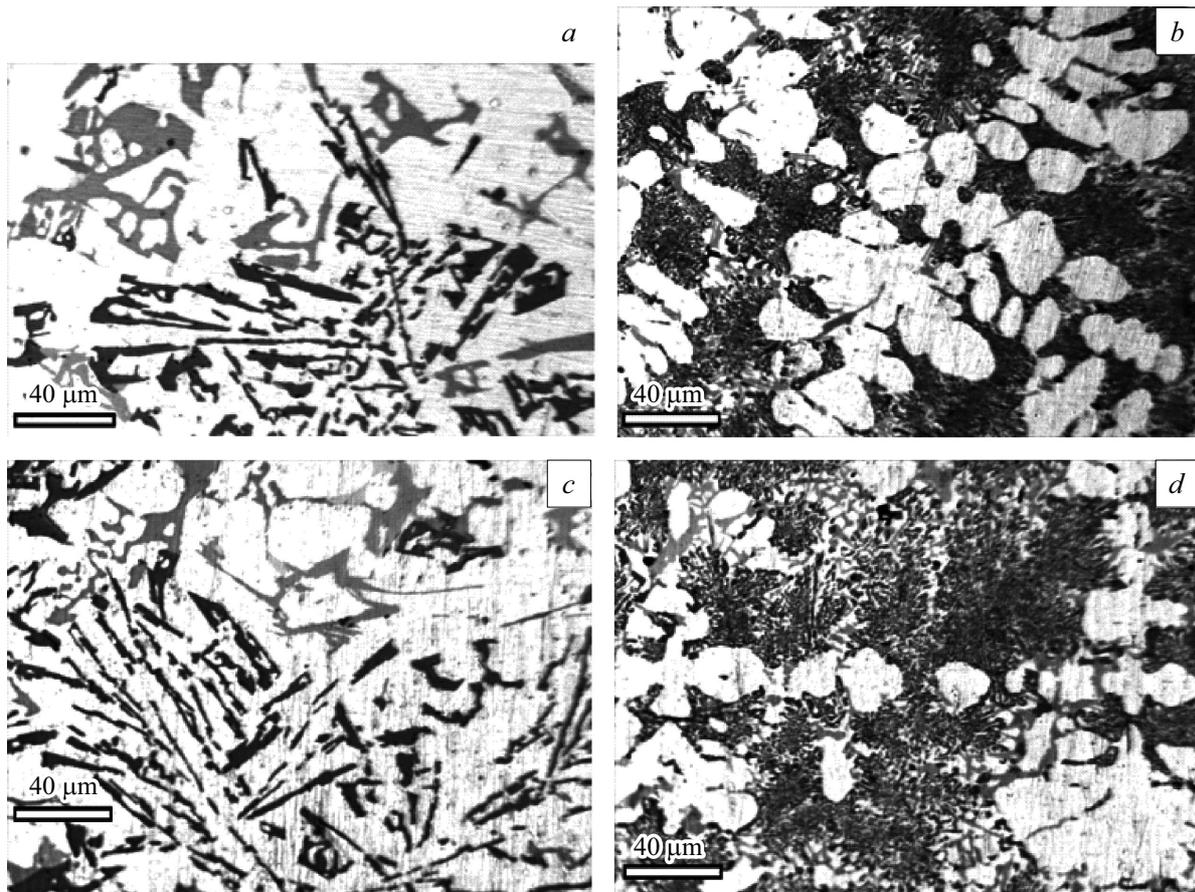


Рис. 1. Микроструктура сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu при скорости затвердевания: *a* — 0.1, *b* — 0.8 mm/s; и сплава Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu при скорости затвердевания: *c* — 0.1, *d* — 0.8 mm/s.

около 560°C. В случае охлаждения виден пик при 545°C и след пика при температуре около 520°C. Таким образом, можно утверждать, что пики при 593 и 555°C на кривых рис. 3 соответствуют плавлению и затвердеванию $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ эвтектической фазы Al–15 wt.% Si-сплава, а пики при 577 и 545°C — плавлению и затвердеванию $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ эвтектики трехкомпонентного сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu. Это согласуется с ранее опубликованными данными DTA- и DSC-исследований сплавов Al–Si и Al–Si–Cu в работах [4,10–13].

DSC кривые нагрева тройного сплава Al–11 wt.% Si– x Cu–0.3 Mg при $x = 1.2$ и 3 wt.% были исследованы в работе [14] и рассмотрены в обзоре [13]. Кривая эндотермического эффекта сплава Al–11 wt.% Si–3 wt.% Cu имеет такой же характер, как и исследованного здесь сплава Al–15 wt.% Si–2.5 wt.% Cu (рис. 3). В работе [14] наблюдались пики при температуре 575°C высотой около 4 W/g и около 540°C высотой 1.5 W/g. Первый пик объяснялся плавлением $\alpha\text{-Al} + \text{Si}(+\text{Al}_5\text{SiFe} + \dots) = \text{Liq}$. В настоящей работе первый пик при 577°C имеет высоту 3.5 W/g, второй при 544°C — высоту около 1 W/g (рис. 3). Наблюдается хорошее совпадение результатов с результатами работы [14].

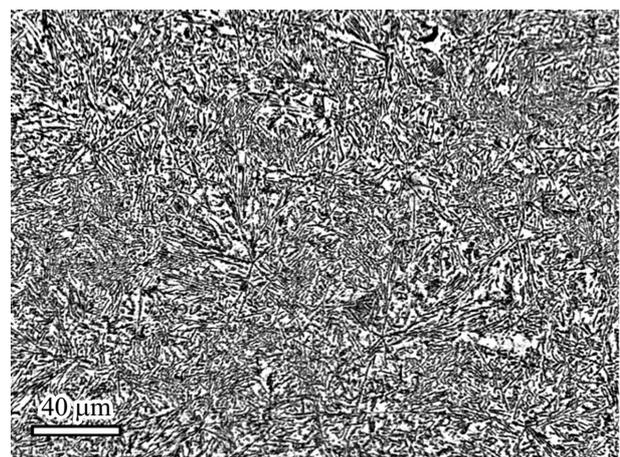


Рис. 2. Структура сплава Al–15 wt.% Si при скорости затвердевания 1 mm/s.

На рис. 3 показана также величина полной энтальпии кристаллизации ΔH_{cr} и энтальпии плавления ΔH_m эвтектики с сопутствующими интерметаллидами сплавов Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu и эвтектики Al–15 wt.% Si соответственно, определенные по DSC-измерениям. Мож-

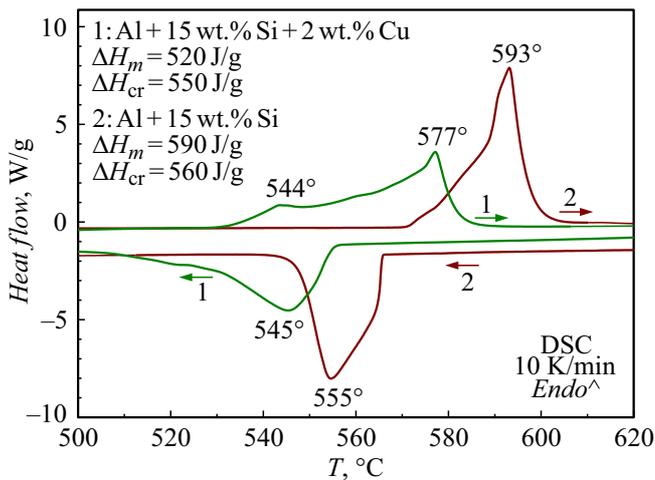


Рис. 3. Зависимость теплового потока в калориметре от температуры при фазовых превращениях сплавов Al-Si и Al-Si-Cu. Приведены величины энтальпии плавления ΔH_m и кристаллизации ΔH_{cr} .

но сравнить внутреннюю теплоту плавления сплава Al-15 wt.% Si, состоящего только из одной эвтектической фазы и равной 590 J/g, с полной скрытой теплотой плавления сплава такого же состава 540 J/g (рис. 8 работы [14]). Различие не намного превосходит среднюю погрешность измерения этой величины методами ДСК и ДТА для образцов сплава Al-20 wt.% Si с разным содержанием примесей по работам [11-14].

В настоящей работе ДСК исследования были выполнены на шести образцах сплавов Al-Si-Cu с разным содержанием кремния — 15, 17 и 20 wt.%, полученных при скорости роста 0.1 и 0.8 mm/s. Характер ДСК зависимостей подобен тому, что наблюдался для сплава Al-15 wt.% Si-2 wt.% Cu на рис. 3. По этим измерениям определены температуры максимумов T_{max} на пиках плавления и кристаллизации $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ эвтектики, а также энтальпии фазовых переходов — образования эвтектики и интерметаллидов при кристаллизации ΔH_{cr} в области 510–555°C и плавления ΔH_m в области от 530 до 585°C. Результаты приведены в табл. 2.

Таблица 2. Данные ДСК для образцов массой m сплавов Al-xSi-2 wt.% Cu, полученных при скорости затвердевания V (скорость сканирования 10 K/min)

Номер образца	Параметры образца			Первый скан				Второй скан			
				Плавление		Затвердевание		Плавление		Затвердевание	
	V , mm/s	$x\text{Si}$, wt.%	m , mg	T_{max} , °C	ΔH_m , J/g	T_{max} , °C	ΔH_{cr} , J/g	T_{max} , °C	ΔH_m , J/g	T_{max} , °C	ΔH_{cr} , J/g
1	0.1	15	64	576	525	545	545	578	510	546	550
2	0.8	15	48	577	520	545	550	576	520	537	550
3	0.1	17	40	576	545	546	600	573	555	546	590
4	0.8	17	54	577	530	543	580	575	560	543	580
5	0.1	20	54	577	580	547	610	575	590	547	620
6	0.8	20	48	577	580	546	610	574	600	546	630

Разница в величине T_{max} плавления и затвердевания всех сплавов приблизительно одинакова. Она связана как с инерционностью изменения температуры, так и с разным характером протекания процесса, так как затвердевание происходит при переохлаждении расплава.

Из данных таблицы следует, что T_{max} плавления и T_{max} затвердевания эвтектики, определяемые при скорости сканирования 10 K/min, не зависят от скорости затвердевания при получении исходного сплава (0.1 и 0.8 mm/s). Вместе с тем полные энтальпии плавления и кристаллизации, приведенные в табл. 2, явно возрастают с увеличением содержания кремния в сплавах, хотя это не отражает процессы, протекающие в разных фазах.

В целях более детального анализа полученных усложненных пиков плавления исследованных образцов нами была сделана попытка их разложения на составляющие (рис. 4, 5). Энергия теплового потока определяется по зависимости теплового потока от времени. В этих координатах оптимальное соотношение площадей и формы пиков разложения на составляющие ДСК спектров задается бигассовым приближением. В этом случае форма и площадь кумулятивной кривой (сумма пиков) максимально совпадает с кривой ДСК (рис. 4, 5).

Идентификация разделенных пиков плавления на кривых ДСК была произведена путем сравнения с температурами пиков сплавов с близкими химическим составом (найденных методами ДСК и ДТА дифференциального термического анализа [14-16]) и учета фазовых диаграмм для пяти- и шестикомпонентных сплавов [16]. В качестве наиболее вероятных фаз, ответственных за проявление наблюдаемых пиков, приняты следующие:

- пик 1 — эвтектика $\alpha\text{Al} + \text{Si}$,
- 2 — фаза $T-\text{Al}_9\text{FeNi}$,
- 3 — фаза $\pi-\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$,
- 4 — фаза $\delta-\text{Al}_3\text{CuNi}$,
- 5 — эвтектика $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}$.

Интерметаллические фазы 2–4 наблюдаются при обеих скоростях затвердевания.

В то же время из рис. 4 и 5 следует, что фазы 4 и 5 проявляются только при сканировании образцов

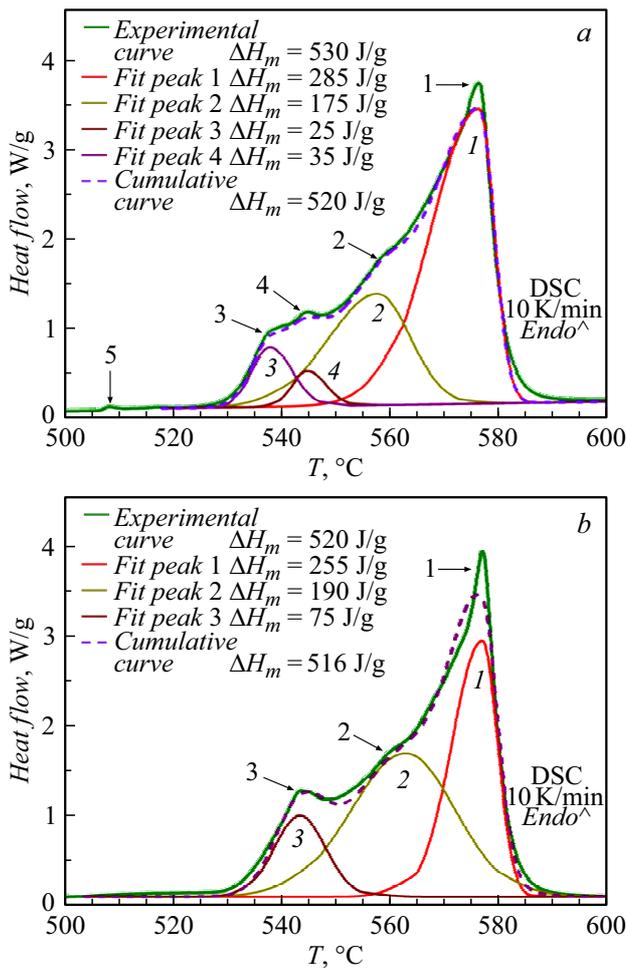


Рис. 4. Сплав Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu: *a* — образец 1, $V = 0.1$ mm/s; *b* — образец 2, $V = 0.8$ mm/s (табл. 2).

сплавов, выращенных при малой скорости, 0.1 mm/s. При скорости 0.8 mm/s они не успевают формироваться. Следует отметить, что в обеих фазах содержится Cu [15].

На рис. 4 и 5 показана скрытая теплота плавления (приблизительно пропорциональная объему) всех образований, ответственных за появление пиков. Видно, что энтальпия плавления эвтектики $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ падает с увеличением содержания кремния в сплаве. При увеличении содержания кремния на 5% в сплаве Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu, закристаллизованном при скорости охлаждения 0.1 mm/s, энтальпия плавления эвтектики понижается на 43% (рис. 4, *a* и 5, *a*). В случае этого же сплава, но затвердевшего при скорости 0.8 mm/s, понижение энтальпии при увеличении кремния на 5% равно 11% (рис. 4, *b* и 5, *b*).

Установленное здесь уменьшение содержания $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ эвтектики при увеличении содержания кремния соответствует фазовой диаграмме в области заэвтектического силумина.

При увеличении скорости затвердевания сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu с 0.1 до 0.8 mm/s (рис. 4) содер-

жание эвтектики $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ уменьшается незначительно, на 3%. Суммарное содержание других упрочняющих фаз также уменьшается незначительно, на 4%.

При увеличении скорости затвердевания сплава Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu с 0.1 до 0.8 mm/s (рис. 5) наблюдается увеличение энтальпии плавления эвтектики $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ от 150 до 226 J/g и падение суммарной энтальпии других наблюдаемых упрочняющих фаз с 427 до 342 J/g.

Согласно [9,17], предельная прочность на растяжение исследованного здесь сплава Al–15 wt.% Si–2 wt.% Cu в зависимости от скорости затвердевания 0.1 или 0.8 mm/s изменяется от 210 до 275 МПа. При этом ДСК показывает небольшое уменьшение объема всех наблюдаемых упрочняющих фаз (рис. 4). На основании этого можно считать, что указанное увеличение прочности определяется уменьшением размера эвтектического кремния при превращении чешуйчатой структуры в супертонкую нановолокнистую структуру, не разрешаемую оптически (рис. 1, *a, b*). Такое поведение широко исследовано на бинарных силуминах [7].

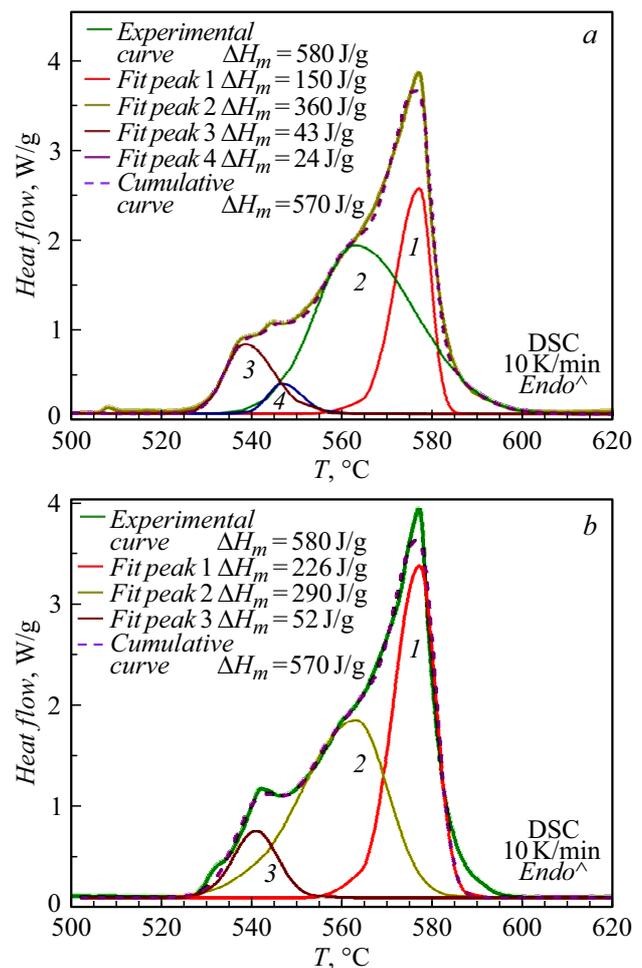


Рис. 5. Сплав Al–20 wt.% Si–2 wt.% Cu: *a* — образец 5, $V = 0.1$ mm/s; *b* — образец 6, $V = 0.8$ mm/s (табл. 2).

В случае сплава Al–20 wt.%Si–2 wt.%Cu увеличение скорости затвердевания с 0.1 до 0.8 mm/s вызывает увеличение предельной прочности на растяжение от 190 до 230 МПа (рис. 6 в [9]). Суммарная энтальпия кристаллизации, пропорциональная объему всех исследованных фаз, падает на 2%. Это означает, что увеличение прочности определяется не объемом упрочняющих фаз, а изменением структуры. Изменение структуры α Al + Si эвтектики сплава с 20 wt.%Si от грубой, чешуйчатой до тонкой нановолокнистой вызывает наблюдаемое изменение предельной прочности при растяжении так же, как и в сплаве с 15 wt.%Si.

Следует отметить, что ДСК этой работы не выявило плавление α Al дендритной фазы. (В работах [4,15] пик плавления алюминия наблюдался при 598 и 597–600°C.) При оценке изменения прочности по объемам фаз, приближенно пропорциональных их энтальпии, не учитывалась α Al-фаза. По данным [7] ее прочность, 110 МПа, в два с половиной раза ниже прочности эвтектики α Al + Si, ~ 250 МПа.

Заключение

В работе анализируются кривые ДСК сплавов Al–xSi–2 wt.%Cu силуминов с 15, 17 и 20 wt.% кремния, полученных при направленном затвердевании со скоростью 0.1 и 0.8 mm/s. Рассмотрена роль как объема эвтектики и интерметаллических соединений, так и микроструктуры эвтектического кремния в изменении прочности в зависимости от скорости затвердевания и содержания кремния в сплаве Al–Si–Cu.

1. Показано, что температура максимума кривых ДСК при плавлении и затвердевании α -Al + Si эвтектики сплава Al–xSi–2Cu–1Fe–1Ni–0.7Mg при $x = 15, 17, 20$ wt.% равна 578 (плавление) и 545°C (затвердевание) и не зависит от скорости затвердевания сплава. Скрытая теплота плавления и кристаллизации α -Al + Si эвтектики в области от 510 до 555°C и от 530 до 585°C растет с увеличением содержания кремния.

2. Определены 5 пиков на кривых ДСК при нагревании сплавов с 15 и 20 wt.%Si, полученных при скорости затвердевания 0.1 mm/s и 3 пика при скорости 0.8 mm/s. Показано, что эвтектика Al–Al₂Cu и фаза δ -Al₃CuNi возникали только в сплавах, выращенных при малой скорости затвердевания 0.1 mm/s.

3. Измерена энтальпия плавления эвтектик α Al + Si и Al–Al₂Cu и трех интерметаллидов. Относительные объемы фаз приближенно пропорциональные энтальпии плавления были использованы для приближенной оценки предельной прочности при растяжении.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] В.Н. Осипов. ЖТФ, **92** (9), 1365 (2022). DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52928.42-22
- [2] V. Vijayan, N. Prabhu. C. Metall. Quarterly, **54** (1), 66 (2015). DOI: 10.1179/1879139514Y0000000151
- [3] C. Zhong-wei, Ma Cui-ying, C. Pey. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, **22**, 42 (2012). DOI: 10.1016/S1003-6326(11)61137-0
- [4] A. Luna, H. Mancha, M.J.C. Román, J.C.E. Bocado, M.H. Trejo. Mater. Sci. Eng. A, **561**, 1 (2013). DOI: 10.1016/j.msea.2012.10.064
- [5] M. Okayasu, S. Takeuchi, T. Ochi. Intern. J. Cast Metals Research, **30** (4), 217 (2017). DOI: 10.1080/13640461.2017.1286556
- [6] G.K. Sigworth. Intern. J. Metalcasting, **2** (2), 19 (2008). DOI: 10.1007/BF03355425
- [7] С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, В.В. Шпейсман. ФТТ, **55** (6), 1119 (2013).
- [8] П.И. Антонов, Л.М. Затуловский, А.С. Костыгов, Д.И. Левинзон, С.П. Никаноров, В.В. Пеллер, В.А. Татарченко, В.С. Юфев. Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова, ред. В.Р. Регель, С.П. Никаноров (Наука, Л., 1981)
- [9] С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, Р.Б. Тимашев, А.В. Чикиряка. ЖТФ, **93** (4), 554 (2023). DOI: 10.21883/JTF.2023.04.55044.202-22
- [10] S. Pietrowski. Mater. Design, **18** (4–6), 379 (1997). DOI: 10.1016/S0261-3069(97)00089-7
- [11] Y. Sun, H. Cheng, N. Zhang, X. Tian. ISIJ Intern., **50** (12), 1875 (2010).
- [12] J. Xu, S. Yu, E. Liu, H. Wang, S. Zhang. Mater. Sci. Forum, **787**, 6 (2014). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.787.6
- [13] M.J. Starink. Intern. Mater. Rev., **49** (3–4), 192 (2004). DOI: 10.1179/095066004225010532
- [14] G. Wang, X. Bian, W. Wang, J. Zhang. Mater. Lett., **57** (24–25), 4083 (2003). DOI: 10.1016/S0167-577X(03)00270-2
- [15] M.H. Abdelaziz, E.M. Elgallad, H.V. Doty, S. Valtierra, F.H. Samuel. Philosophical Magazine, **99** (13), 1633 (2019). DOI: 10.1080/14786435.2019.1597993
- [16] N.A. Belov, D.G. Eskin, N.N. Axentieva. Acta Mater., **53** (17), 4709 (2005). DOI: 10.1016/j.actamat.2005.07.003
- [17] S.P. Nikanorov, V.N. Osipov, L.I. Regel. J. Mater. Eng. Perform., **28** (12), 7302 (2019). DOI: 10.1007/s11665-019-04414-3