

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.715:539.25

**АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ
НА ТЕМПЕРАТУРУ НОНВАРИАНТНОГО ЭВТЕКТИЧЕСКОГО
ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМАХ Al–Si, Al–Cu и Al–Cu–Si**

© 2019 г. Т. К. Акоюян^{a, b, *}, Н. А. Белов^b, А. Г. Падалко^a, Н. В. Летягин^b, Н. Н. Авксентьева^b

^aИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Ленинский пр., 49, Москва, 119334 Россия

^bНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

*e-mail: nemiroffandtor@yandex.ru

Поступила в редакцию 11.07.2018 г.

После доработки 18.12.2018 г.

Принята к публикации 29.12.2018 г.

С использованием метода дифференциального баротермического анализа (ДБА) для ряда сплавов эвтектического типа, мас. %: Al–10Si, Al–12Si, Al–22Cu, Al–33Cu и Al–7Cu–7Si проведен анализ влияния гидростатического давления 100 МПа на характеристические температуры. По результатам ДБА установлено, что повышение давления приводит к повышению температур фазовых переходов, наиболее значимой из которых с практической точки зрения является температура невариантного эвтектического превращения, определяющего солидус сплава. Установлено, что для невариантного эвтектического превращения $L \rightarrow (Al) + Si$ температура повышается на шесть градусов (с 577 до 583°C), для $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu$ на одиннадцать градусов (с 548 до 559°C) и для $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Si$ в тройной системе на шесть градусов (с 520 до 526°C). Теоретическим анализом с использованием термодинамических моделей в программе Thermo-Calc показано, что величина повышения температуры эвтектических превращений при повышенном давлении находится в прямой зависимости от величины относительного уменьшения мольного объема системы при соответствующем эвтектическом превращении. При этом избыточное растворение кремния в (Al) при повышенном давлении может приводить к дополнительному уменьшению мольного объема системы, в то время как повышение растворимости меди термодинамически невыгодно.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, баротермический анализ, дифференциальный термический анализ, термодинамические расчеты, эвтектика, горячее изостатическое прессование

DOI: 10.1134/S0015323019060020

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что термическая обработка неорганических материалов при высоком всестороннем давлении (горячее изостатическое прессование) является методикой, в настоящее время развитой до состояния индустрии [1–3]. Основная причина применения горячего изостатического прессования (ГИП) относится к решению задач повышения свойств металлических материалов, в особенности литых изделий ответственного назначения, например, турбинных лопаток. При повышении давления среды, в которой происходит термическая обработка, следует учитывать возможное барическое смещение характеристической температур для достижения максимального эффекта баротермического воздействия. Немногочисленные публикации о влиянии давления на фазовые превращения в двойных металлических системах относятся к

диапазонам давлений до 5.5 ГПа [4, 5], с определением барических коэффициентов критических температур сплавов. Отметим, что величина прилагаемых давлений и, в силу этого, малые размеры образцов существенно ограничивают практическую значимость полученных результатов, так как современное ГИП оперирует давлениями до 200 МПа, а масса обрабатываемых материалов достигает нескольких тонн. Несмотря на перспективность газостатической обработки, следует констатировать недостаток информации о влиянии данной обработки на структурно-фазовые превращения в литейных алюминиевых сплавах, широко используемых для получения изделий авиаракетной техники. В работе [6] с использованием методики дифференциального баротермического анализа [7] был проведен анализ сплава АЦ6Н4, принадлежащего группе литейных алюминиевых сплавов – высокопрочных никали-

нов на базе системы (Al–Zn–Mg–Cu–Ni) [8, 9]. Термографические исследования показали, что повышенное гидростатическое давление приводит к повышению температуры солидус сплава (с 547 до 559°C) с барическим коэффициентом 12 К/100 МПа, значительно превосходящим барический коэффициент температуры плавления чистого алюминия ~6.5 К/100 МПа [10]. Повышение температуры солидус позволяет проводить ГИП-обработку отливок, в том числе при температурах, превышающих температуру равновесного солидуса при атмосферном давлении. В работах [7, 11] при баротермографии сплавов эвтектической системы Al–Ni в диапазоне температур до 750°C и давлений до 100 МПа было установлено, что для двойных сплавов Al–1 ат. % Ni и Al–3 ат. % Ni температура солидус повышалась до 645°C, что на пять градусов выше по сравнению с данными при атмосферном давлении [12].

Ввиду широкой распространенности литейных промышленных сплавов на базе системы Al–Si (силумины) в разнообразных конструкциях машин и агрегатов [13], изучение влияния гидростатического давления на фазовые равновесия в данной системе имеет высокую практическую ценность. Однако таких работ, по крайней мере, в открытой печати, представлено весьма ограниченное количество. Известна работа [14], в которой показано, что температуры солидус и ликвидус в силумине Al–7% Si–0.5% Mg (AK7), в диапазоне давлений 5–130 МПа, повышаются со значительными барическими коэффициентами, достигающими 0.4 К/МПа.

Особую актуальность при изучении влияния давления на фазовые равновесия в силуминах имеют исследования тройной системы Al–Si–Cu, являющейся базовой для многих марочных сплавов с повышенной прочностью после термической обработки [15–17]. При этом перед анализом тройной системы целесообразно провести предварительный баротермический анализ соответствующих двойных эвтектических систем Al–Si и Al–Cu.

Целью настоящей работы является анализ баротермическим методом влияния давления до 100 МПа на смещение характеристических температур при нагреве и охлаждении сплавов эвтектических систем Al–Si, Al–Cu и Al–Si–Cu.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектам исследований были сплавы систем Al–Si–Cu, Al–Cu и Al–Si (мас. %: Al–6.83Cu–6.92Si, Al–~22Cu, Al–~33Cu, Al–~10Si и Al–~12Si), для приготовления которых использовали следующие шихтовые материалы: алюминий А99 (99.99%), медь М1 (99.9%) и кремний Кр00 (99.0%). Плавка сплавов велась в индукционной печи ППИ 0.017

фирмы РЭЛТЕК в графитошамотных тиглях. Разливку производили в стальную изложницу цилиндрической формы, диаметром 20 мм и длиной 200 мм.

Микроструктуру литых и термообработанных образцов (слитков и деформированных полуфабрикатов) изучали на световом микроскопе Axio Observer MAT и электронном сканирующем микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3 с программным обеспечением Aztec и приставкой для микрорентгенофазового анализа (МРСА) производства Oxford Instruments.

Для проведения дифференциального термоанализа (ДСК) использовали калориметр Setaram Labsys DSC 16. Изучение фазовых равновесий при высоких давлениях и температурах проводили с использованием методики дифференциального баротермического анализа (ДБА) [7]. Запись термограмм проводили со скоростью нагрева и охлаждения равной 7 К/мин.

Для теоретического анализа полученных экспериментальных результатов, с использованием программы Thermo-Calc и базы данных TCAL4 [18, 19], проведен расчет мольных объемов участвующих в реакции фаз, при варьировании их соотношения и химического состава.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Сплавы Al–10Si и Al–12Si находятся вблизи эвтектической точки, концентрация кремния в которой согласно [12] составляет ~12.5% Si. После кристаллизации в структуре рассматриваемых сплавов следует ожидать незначительное количество первичных кристаллов алюминиевого твердого раствора (Al), находящихся в равновесии с эвтектическими кристаллами кремния, распределенными в алюминиевой матрице.

В системе Al–Cu для исследований выбраны доэвтектический и эвтектический сплавы Al–22Cu и Al–33Cu соответственно. После кристаллизации при температуре ~548°C [18] в структуре рассматриваемых сплавов следует ожидать формирование (Al) матрицы с равномерно распределенными кристаллами эвтектической фазы θ (Al₂Cu).

Согласно расчетному политермическому разрезу (рис. 1а), сплав Al–7Cu–7Si является доэвтектическим. При кристаллизации, после появления первичных кристаллов (Al) следует двойное эвтектическое превращение $L \rightarrow (Al) + (Si)$ при температуре 561°C. Кристаллизации сплава заканчивается при температуре ~525°C, которая отвечает тройной неинвариантной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu$. Результаты анализа микроструктуры сплава в литом состоянии (рис. 1б) оказались в хорошем соответствии с ре-

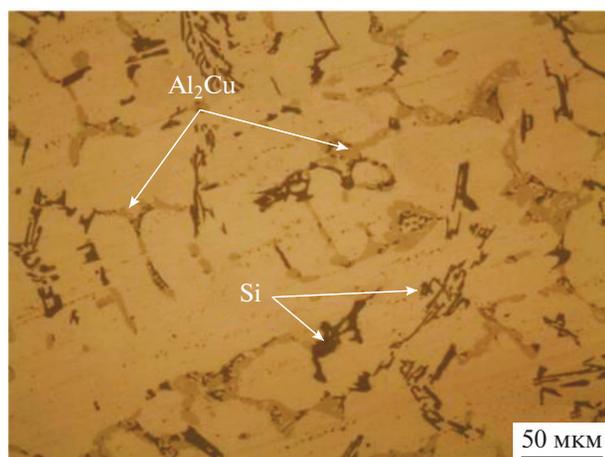
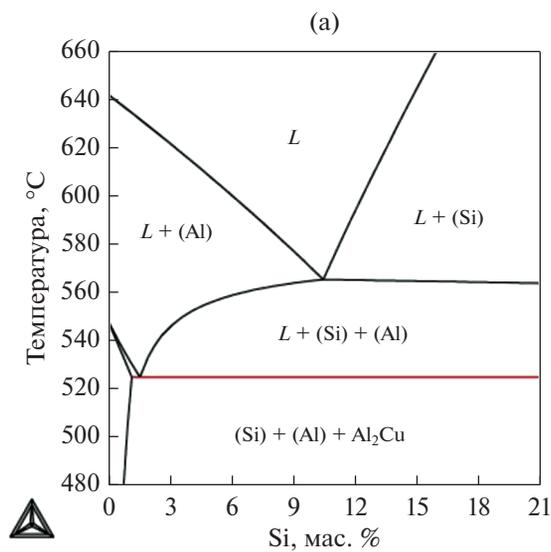


Рис. 1. Полученный с использованием расчета в программе Thermo-Calc политермический разрез системы Al–7Cu–Si (а) и экспериментальная структура сплава Al–7Cu–7Si (б) в отливке.

зультатами термодинамического расчета. Можно видеть, что по границам дендритных ячеек (Al) располагаются пластинчатые кристаллы эвтектического кремния, длина отдельных пластин которого достигает до 50 мкм (темные кристаллы) и более компактные прожилки (светлые кристаллы) θ -фазы из соответствующей вырожденной эвтектики.

ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ БАРОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВОВ Al–Si

На первом этапе был проведен баротермический анализ для сплавов системы Al–Si. Полученные кривые нагрева и охлаждения представлены на рис. 2. Кривые нагрева для обоих сплавов позволяют

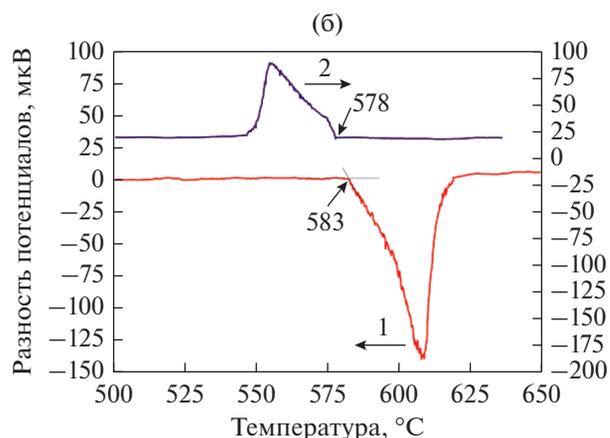
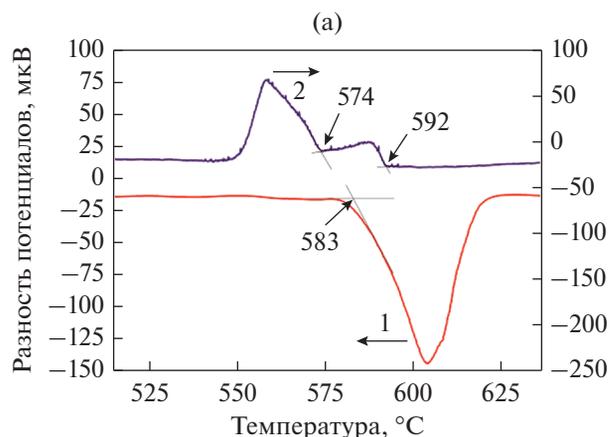


Рис. 2. ДБА кривые нагрева (1) и охлаждения (2) при 100 МПа для сплавов: а – Al–10Si; б – Al–12Si.

определить, что при давлении 100 МПа температура эвтектического превращения $L \rightarrow (Al) + Si$, определяющего солидус, повышается на шесть градусов по сравнению с каноническими данными для атмосферного давления. Определяемая по кривым охлаждения эвтектическая температура оказывается ниже, чем для кривой нагрева, что указывает на соответствующее переохлаждение расплава. Если данное переохлаждение принять и для температуры ликвидус сплава Al–10Si, то ее величина составит 601°C, что также выше расчетных данных на шесть градусов.

ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВОВ Al–Cu

На следующем этапе был проведен ДБА и ДСК анализ сплавов системы Al–Cu при аналогичных температурно-скоростных условиях. Полученные результаты представлены на рис. 3.

Согласно результатам ДСК (рис. 3), температура эвтектического превращения при атмосферном давлении составляет 548°C, что находится в хорошем соответствии с результатами расчетов и

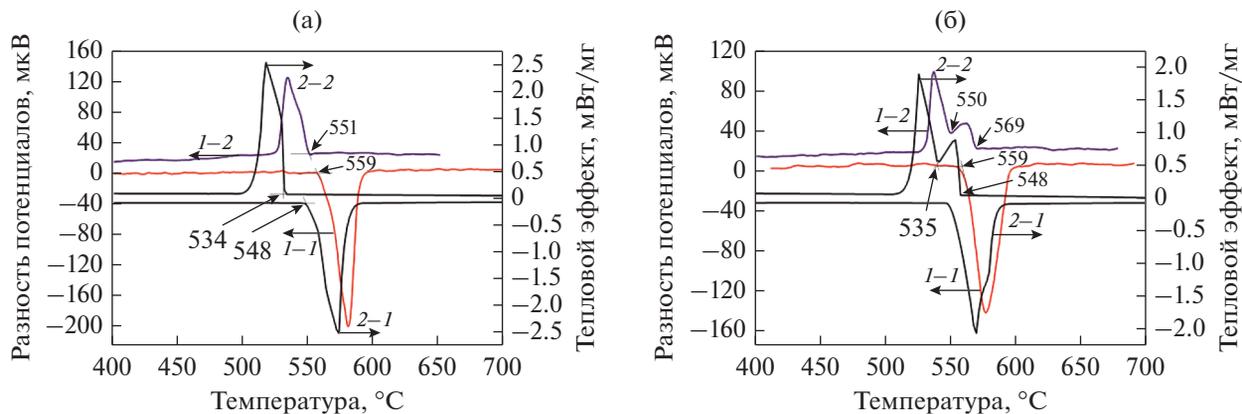


Рис. 3. ДБА (1-1, 1-2) и ДСК (2-1, 2-2) кривые нагрева (1-1, 2-1) и охлаждения (1-2, 2-2) сплавов Al-33Cu (а) и Al-22Cu (б).

литературными данными [12]. Как и в случае со сплавами системы Al-Si, давление 100 МПа приводит к смещению термограмм в область более высоких температур. Заметим, что для сплавов Al-Cu влияние давления оказалось более существенным. Так, температура эвтектического превращения составляет 559°C, что на 11°C выше,

чем при атмосферном давлении. Согласно полученным ДСК и ДБА кривым охлаждения (рис. 3б), переохлаждение в процессе кристаллизации доэвтектического сплава Al-22Cu достигает девяти градусов. Если такое переохлаждение принять и для температуры ликвидус, то ее величина составит 567°C при атмосферном давлении и 578°C при 100 МПа, с разностью между температурами в 11°C. Таким образом, можно сделать вывод, что давление 100 МПа приводит к повышению характеристических температур эвтектических сплавов системы Al-Cu на 11°C.

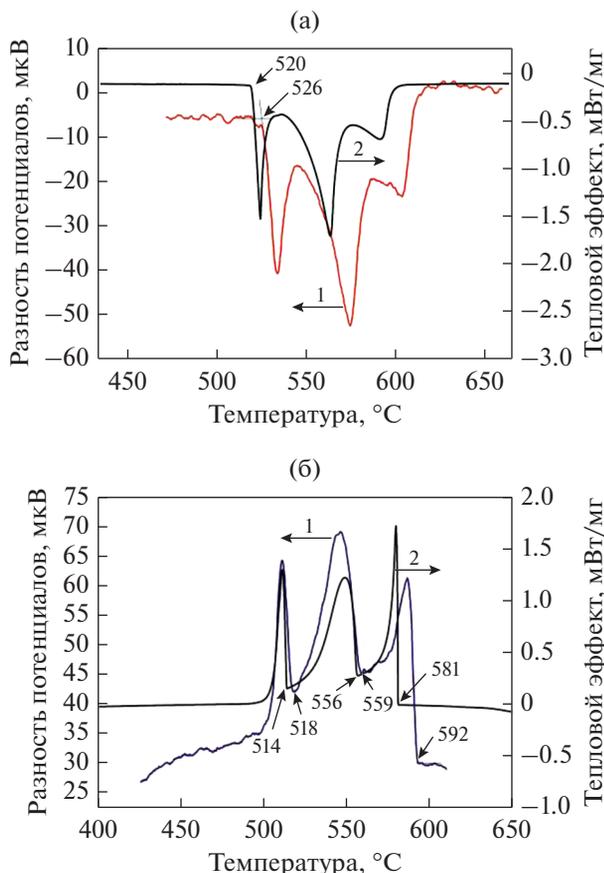


Рис. 4. ДБА (1) и ДСК (2) кривые нагрева (а) и охлаждения (б) сплава Al-7Cu-7Si.

ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВА Al-7Si-7Cu

На рис. 4 представлены ДБА и ДСК кривые нагрева и охлаждения сплава Al-7Cu-7Si. Аналогично полученным для двойных сплавов результатам, гидростатическое давление приводит к смещению баротермограмм в область более высоких температур. Температура солидус сплава, соответствующая тройной неинвариантной эвтектической реакции, повышается на шесть градусов при давлении 100 МПа. На кривых нагрева также выявляются пики, соответствующие двойной эвтектической реакции и ликвидусу сплава. Согласно кривым охлаждения (рис. 4б) температура ликвидус при атмосферном и повышенном давлении отличается на одиннадцать градусов. Однако, принимая во внимание, что температура солидус при охлаждении определяется на 6–8 градусов ниже, чем при нагреве, необходимо учитывать соответствующие переохлаждения и при оценке температуры ликвидус.

Наблюдаемые экспериментальные результаты влияния избыточного давления на характеристические температуры сплавов находятся в хорошем соответствии с известным принципом Ле-Шателье. Приложение внешнего гидростатиче-

ского давления приводит к повышению свободной энергии Гиббса на величину $p\Delta V$, где ΔV — разница мольных объемов фаз, находящихся в равновесии при данной температуре. Согласно принципу Ле-Шателье, в условиях повышенного внешнего давления, для компенсации избыточной энергии, система будет стремиться уменьшить свой объем. Последнее обстоятельство делает более предпочтительным нахождение в равновесии фаз с минимальным мольным объемом. Для обоснования последнего утверждения воспользуемся результатами термодинамического моделирования изменения мольного объема системы при протекании фазовых превращений в зависимости от соотношения участвующих в реакции фаз и их химического состава. Планируемый анализ проведен применительно к соответствующим нонвариантным эвтектическим превращениям, определяющим температуру солидус сплавов. Для получения сравнительных данных воспользуемся также экспериментальными результатами, полученными в работе [11] для системы Al–Ni. Согласно им, кристаллизация при давлении 100 МПа приводит к повышению температуры двойной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + Al_3Ni$ на пять градусов.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Для четырех эвтектических превращений (табл. 1), а также для чистого алюминия рассчитаем относительное изменение мольного объема системы, ассоциированное с исчезновением жидкой фазы. Сопоставляя полученные значения изменения мольного объема с экспериментальными результатами по изменению температуры (ΔT) эвтектического превращения при повышенном давлении, можно видеть, что за исключением системы с кремнием, для которой получилось несколько завышенное значение ΔT , для всех остальных систем, включая чистый алюминий, наблюдается прямая зависимость (рис. 5). Т.е., чем выше раз-

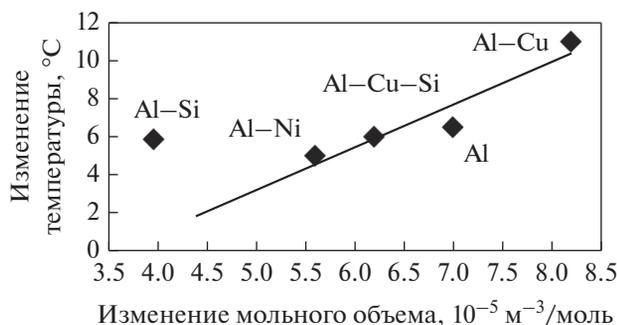


Рис. 5. Влияние изменения мольного объема на смещение температуры фазового перехода при эвтектических превращениях в системах Al–Si, Al–Ni, Al–Cu и Al–Cu–Si, а также при кристаллизации чистого алюминия.

Таблица 1. Изменение мольного объема систем при эвтектических превращениях

Обработка	Температура реакции, °C	Изменение мольного объема, %
$L \rightarrow (Al)$	660	7.0
$L \rightarrow (Al) + (Si)$	577	4.4
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu$	548	8.2
$L \rightarrow (Al) + Al_3Ni$	645	5.6
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu$	522	6.2

ница между мольными объемами системы до и после фазового превращения, тем существеннее будет повышение температуры этого превращения при приложении гидростатического давления.

Согласно расчетным данным, в системе Al–Si при эвтектической температуре 577°C мольный объем (Al) составляет $1.045 \times 10^{-5} \text{ м}^3/\text{моль}$ (погрешность расчета $\pm 0.005 \times 10^{-5} \text{ м}^3/\text{моль}$), тогда как для кремния $1.220 \times 10^{-5} \text{ м}^3/\text{моль}$. Мольный объем жидкости перед эвтектическим превращением составляет около $1.110 \times 10^{-5} \text{ м}^3/\text{моль}$, что на 9% меньше, чем для кремниевой фазы. Таким образом, появление кристаллического кремния из расплава при повышенном давлении будет термодинамически затруднено. С другой стороны, мольный объем (Al) уменьшается при повышении растворимости кремния в нем по линейному закону (рис. 6). Исходя из этого, снижение в структуре количества кристаллического кремния за счет повышения растворимости в (Al) может способствовать дополнительному уменьшению мольного объема эвтектической системы, что в условиях повышенного давления является термодинамически выгодным процессом. Наблюдаемое завышенное значение ΔT для эвтектического превращения $L \rightarrow (Al) + (Si)$ может быть ассоциировано именно с таким повышением растворимости кремния в (Al).

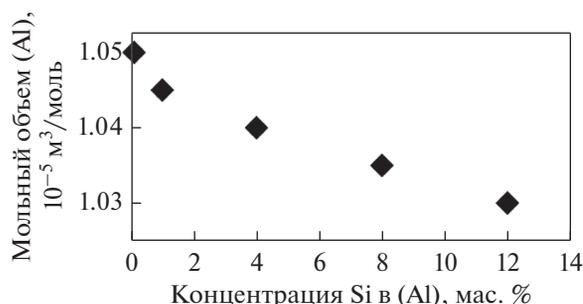


Рис. 6. Влияние растворимости кремния на изменение мольного объема алюминиевого твердого раствора (Al) в системе Al–Si при температуре 577°C.

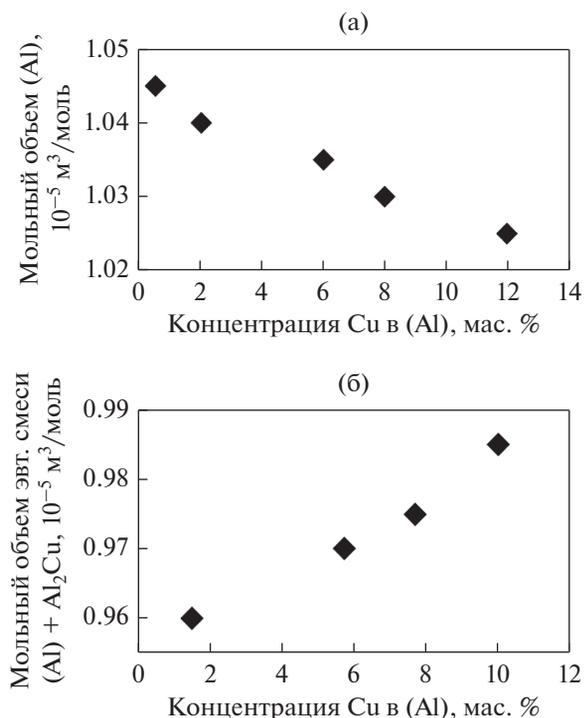
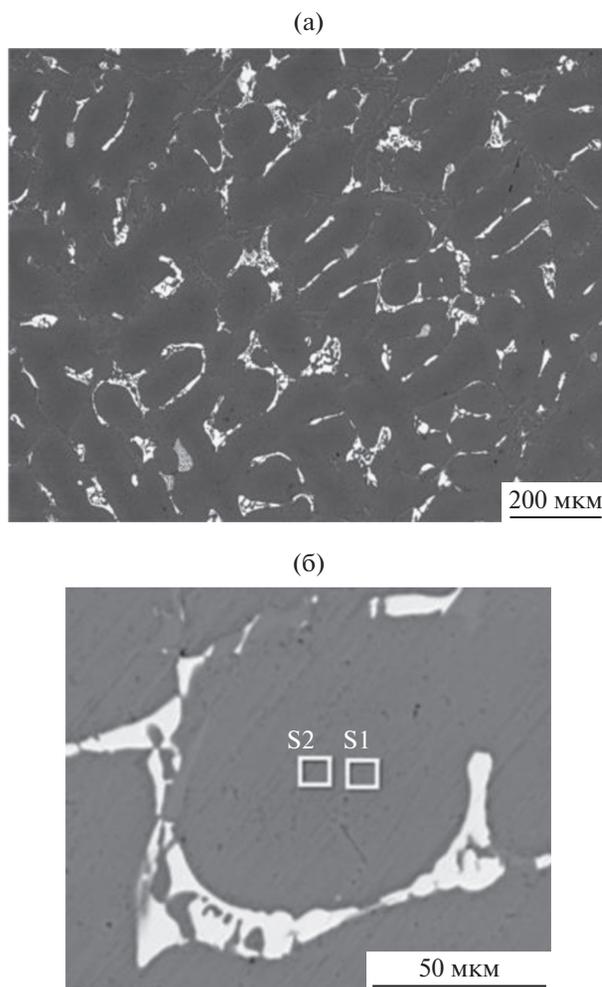


Рис. 7. Влияние растворимости меди на изменение мольного объема алюминиевого твердого раствора (Al) в системе Al–Cu при температуре 548°C (а); Влияние растворимости меди в (Al) на изменение мольного объема эвтектической смеси (Al) + Al₂Cu при температуре 577°C (б).

Несколько иная ситуация наблюдается в системе Al–Cu. При эвтектической температуре 548°C, в (Al), мольный объем которого составляет по расчету $1.035 \times 10^{-5} \text{ м}^3/\text{моль}$, растворяется 5.75 мас. % Cu (погрешность расчета $\pm 0.01 \text{ м}^3/\text{моль}$). Мольный объем интерметаллидной фазы Al₂Cu при той же температуре составляет $0.915 \times 10^{-5} \text{ м}^3/\text{моль}$, что на 11.5 и 13.5% меньше, чем для (Al) и жидкости эвтектического состава, соответственно.

Аналогично кремнию, повышение растворимости меди приводит к уменьшению мольного объема (Al) (рис. 7а). Однако возможное смещение фазового равновесия для данной системы при повышенном давлении не столь очевидно. Повышение растворимости меди в (Al) на два процента до 7.75 мас. % по сравнению с максимальной растворимостью при атмосферном давлении приводит не к уменьшению объема всей системы, а наоборот к ее повышению (рис. 7б). Дальнейшее увеличение концентрации меди в (Al) также приводит лишь к увеличению объема всей системы. С другой стороны, снижение растворимости меди в (Al), с соответствующим увеличением количества фазы Al₂Cu, приводит к существенному снижению мольного объема всей системы. Таким образом, повышение внешнего



Спектр	Хим. состав, мас. %			
	Al	Si	Cu	Sum
S1	97.88	1.27	0.85	100
S2	98.00	1.16	0.84	100

Рис. 8. Микроструктура сплава Al–7Cu–7Si после кристаллизации при давлении 100 МПа (СЭМ) (а) и результаты МРСА полученной структуры в центре дендритной ячейки (Al) (б).

давления должно приводить к снижению растворимости меди в (Al).

При переходе к тройной системе Al–Si–Cu описанные выше закономерности для соответствующих двойных систем сохраняются. Аналогичным образом, увеличение количества фазы Al₂Cu, с соответствующим понижением растворимости меди в (Al), приводит к уменьшению мольного объема системы. Таким образом, после кристаллизации сплавов системы Al–Cu(Si) при повышенном давлении следует ожидать снижения растворимости меди в (Al). В частности, на рис. 8

представлена микроструктура тройного сплава Al–7Cu–7Si после кристаллизации при давлении 100 МПа.

Из результатов МРСА можно видеть, что в центре дендритной ячейки (Al), концентрация меди не превышает 0.85 мас. %, что существенно ниже, чем после кристаллизации сплавов типа Д20, для которых концентрация меди в центре дендритной ячейки составляет примерно 1.5 мас. % [20].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен дифференциальный баротермический анализ алюминиевых сплавов систем Al–Si, Al–Cu и Al–Cu–Si при гидростатическом давлении 100 МПа. Результаты анализа выявили, что повышенное давление приводит к повышению характеристических температур сплавов на 6–11°C. Изменение температуры фазовых превращений тем выше, чем выше объемный эффект при соответствующем превращении. Теоретический анализ изменения мольного объема системы при невариантном эвтектическом превращении выявил, что в системах Al–Cu и Al–Cu–Si при повышенном давлении повышение растворимости меди в алюминиевом твердом растворе (Al) термодинамически не выгодно, так как приводит к повышению мольного объема всей системы. И напротив, повышение растворимости кремния в (Al) может привести к некоторому уменьшению общего объема системы. Таким образом, в процессе высокотемпературного нагрева при повышенном гидростатическом давлении можно ожидать сверхрастворения (по сравнению с атмосферными давлением) кремния в (Al), тогда как избыточная растворимость меди в (Al) термодинамически ингибируется.

Статья подготовлена при поддержке программы фундаментальных исследований президиума РАН 37 П и Задания № 11.2072.2017/4.6.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Islam M.A., Farhat Z.N.* The influence of porosity and hot isostatic pressing treatment on wear characteristics of cast and P/M aluminum alloys // *Wear*. 2011. V. 271. P. 1594–1601.
2. *Ceschini L., Morri A., Sambogna G.* The effect of hot isostatic pressing on the fatigue behavior of sand-cast A356-T6 and A204-T6 aluminum alloys // *J. Mater. Proces. Techn.* 2008. V. 204. P. 231–238.
3. *Petrov P., Konstantinova S., Buchvarov G., Petrov I.* Hot isostatic pressing treatment of AlSi₃Mg aluminium alloy // *J. Mater. Sci. Techn.* 1994. № 2. P. 26–33.
4. *Fujishiro I., Mii H., Senoo M., Akao M.* High pressure phase diagram of Al–Si system // *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.* 1971. V. 20. № 215. P. 952–955.
5. *Mii H., Senoo M., Fujishiro I.* Solid solubility of Si in Al under high pressure // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1976. V. 15. № 5. P. 777–783.
6. *Акопян Т.К., Падалко А.Г., Белов Н.А., Злобин Г.С., Баклан В.А.* Влияние повышенного давления на температуры фазовых превращений в высокопрочных алюминиевых сплавах системы Al–Zn–Mg–(Cu)–Ni–Fe // *Цветные металлы*. 2013. № 7. С. 81–87.
7. *Padalko A.G., Veselov A.N., Avduhin S.P., Nipan G.D., Sanygin V.P.* Differential Barothermal Analysis (DBA) of Ni-Base Alloys // *J. Therm. Anal. Calorimetry*. 2003. V. 72. № 3. P. 791–799.
8. *Белов Н.А., Золоторевский В.С.* Литейные сплавы на основе алюминий-никелевой эвтектики (никалины) как возможная альтернатива силуминам // *Цветные металлы*. 2003. № 2. С. 99–105.
9. *Belov N.A., Zolotarevskij V.S.* The Effect of Nickel on the Structure, Mechanical and Casting Properties of Aluminium Alloy of 7075 Type // *Mater. Sci. Forum*. 2003. V. 396–402. P. 935–940.
10. *Тонков Е.Ю.* Фазовые превращения соединений при высоком давлении. *Металлургия*. Москва. 1988. Т. 1. 464 с.
11. *Padalko A.G., Veselov A.N., Avduhin S.P., Nipan G.D., Sanygin V.P.* Pressure Effect on the Phase Transitions in Ni-Base Multicomponent Systems // *J. Therm. Anal. Calorimetry*. 2005. V. 80. № 3. P. 599–606.
12. *Mondolfo L.F.* Aluminium alloys: structure and properties. Butterworths, London, 1976. 971 p.
13. *Polmear I.J.* Light Metals: From Traditional Alloys to Nanocrystals, 4th edition. Elsevier, 2005. 421 p.
14. *Padalko A.G., Belov N.A., Veselov A.N., Talanova G.V.* Thermography of the Phase Transformations in a Hypoeutectic Al–7% Si–0.5% Mg Silumin at High Pressures and Temperatures // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009. № 1. P. 65–69.
15. *Li Z., Samuel A.M., Samuel F.H., Ravindran C., Valtierra S.* Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al–Si–Cu 319 alloys // *J. Mater. Sci.* 2003. V. 38. № 6. P. 1203–1218.
16. *Sjolander E., Seifeddine S.* The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys // *J. Mater. Proces. Technol.* 2010. V. 210. № 10. P. 1249–1259.
17. *Shabestari S.G., Shahri F.* Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminium alloy // *J. Mater. Sci.* 2004. V. 39. P. 2023–2032.
18. *He C.Y.* Calphad Al–Cu–Si. 2009. V. 33. P. 200–210.
19. <http://www.thermocalc.com/>.
20. *Zolotarevskiy V.S., Belov N.A., Glazoff M.V.* Casting aluminium alloys. Elsevier, Amsterdam, 2007. 544 p.