

УДК 546.289

**РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПЛАВОВ Al—Si****В.П. Казимиров, А.М. Яковенко, А.С. Муратов, А.С. Роик, В.Э. Сокольский**

Киевский национальный университет им. Т. Шевченко, химический факультет, Украина, Киев  
E-mail: sasha78@univ.kiev.ua

Статья поступила 25 марта 2013 г.

Методом рентгеновской дифракции исследованы расплавы Al—Si с содержанием 0, 6, 10, 18, 21, 26, 35, 60, 80 и 100 ат.% Si. Рассчитаны структурные факторы, кривые распределения атомов и параметры, характеризующие ближайшее окружение атомов в расплавах. Для описания полученных результатов вблизи температуры линии ликвидус использована модель микронеоднородной структуры расплава, предполагающая наличие в расплавах микрогруппировок со статистическим распределением атомов, близких по составу к расплаву Al—6%Si, и микрогруппировок жидкого кремния. Высокотемпературные исследования указывают на увеличение структурной однородности расплавов с ростом температуры вследствие прогрессирующей металлизации межатомных связей в микрогруппировках кремния.

**Ключевые слова:** расплавы, расплав Al—Si, микрогетерогенная структура, рентгеновская дифракция.

**ВВЕДЕНИЕ**

Сплавы алюминия и кремния широко применяются в авиакосмической, автомобильной, судостроительной и других отраслях промышленности. Для улучшения их прочностных характеристик обычно применяют легирование такими элементами, как Na, Sr, Zn, Fe, Cd, Cu и др. Другим перспективным способом, к сожалению недостаточно хорошо изученным, является тепловая обработка расплава — например, нагревание и выдержка при определенной температуре или быстрое охлаждение расплава. Указанный способ предусматривает наличие точных сведений о структуре расплавов в широком температурно-концентрационном интервале.

Жидкий алюминий — типичный металлический расплав с координационным числом  $10,5 \pm 0,5$  [1—3]. Жидкий кремний, в отличие от твердой фазы, также проявляет металлические свойства, однако экспериментальные исследования и моделирование структуры указывают на существование в расплаве взаимодействия ковалентного типа [4—6]. Имеются существенные отличия, по сравнению с расплавами типичных металлов, и в форме структурного фактора (СФ): для жидкого кремния характерен низкий первый максимум с наплывом на высокоугловой ветви. Функция парного распределения атомов (ФПРА)  $g(r)$  характеризуется низким первым максимумом и быстрым затуханием последующих осцилляций, что свидетельствует о малых размерах области упорядочения атомов. Полученное при обработке результатов дифракции рентгеновского излучения и нейтронов число ближайших соседей атомов кремния равно  $6,0 \pm 0,5$  [3, 4, 7—9, 21]. В переохлажденном состоянии увеличивается структурированность расплава, что проявляется в выделении наплыва на СФ в отдельный пик, свидетельствующее об усилении ковалентного взаимодействия между атомами [7—9]. В этом случае логичным выглядело бы уменьшение координационного числа с температурой. Однако имеющиеся экспериментальные данные весьма противоречивы. Например, согласно [7] при переохлаждении на

230 К ниже температуры плавления (1685 К) координационное число уменьшается от 6,3 при 1767 К до 5,6 при 1458 К, что рассматривается как свидетельство существования фазового перехода первого рода жидкость—жидкость, обусловленного переходом от металлической плотноупакованной структуры при высоких температурах к полупроводниковой сеткоподобной структуре при низких температурах. В [ 8 ] показано, что координационное число остается постоянным (на уровне  $6,0 \pm 0,5$ ) в температурном интервале 1815—1369 К. Наконец, в работе [ 9 ] зафиксировано увеличение координационного числа от 4,9 при 1893 К до 6,1 при 1403 К при практически неизменном значении ближайшего межатомного расстояния. Изменение характера взаимодействия между атомами кремния в твердом состоянии наблюдается при воздействии высоких давлений: например, при давлении выше 9—11 ГПа кремний переходит в более плотноупакованную структуру типа  $\beta$ -Sn, а при давлении выше 40 ГПа — в гексагональную структуру [ 10—12 ]. Аналогичные изменения происходят при воздействии высокого давления на твердый германий, что дало возможность использовать решетку типа  $\beta$ -Sn для описания функции радиального распределения атомов (ФРРА) жидкого германия в температурном интервале 1233—1523 К [ 13 ]. Указанные переходы сопровождаются появлением металлической проводимости, вследствие разрушения  $sp^3$ -ковалентных связей, и коллективизацией валентных электронов. Следовательно, воздействие высокого давления и плавление приводят к частичной металлизации ковалентных связей твердого кремния, обуславливая повышение плотности упаковки атомов в твердом и жидком агрегатных состояниях.

Система Al—Si характеризуется диаграммой состояния простого эвтектического типа [ 14 ] с точкой эвтектики при 12,2 ат.% Si и температуре 850 К. В жидком состоянии бинарные сплавы Al—Si имеют более сложное строение по сравнению с отдельными компонентами, на что указывает анализ кривых СФ,  $g(r)$  и ФРРА. В работе [ 15 ] сообщается о расщеплении второго максимума СФ на два субпика для расплава эвтектического состава при незначительном превышении температуры плавления, первый из которых соответствует второму пику жидкого алюминия, а второй совпадает с положением второго пика жидкого кремния. Указанный эффект исчезает при повышении температуры расплава на 50 К.

При интерпретации экспериментальных данных и результатов моделирования структуры расплавов Al—Si применяются различные подходы. Один из них заключается в описании ФРРА в области первого и второго пика гауссовыми кривыми. Для жидкого кремния этот метод был впервые применен в работе [ 16 ]. Полученное значение радиуса второй координационной сферы равно  $R_2 = 3,70 \text{ \AA}$  и коррелирует с рассчитанным для тетраэдрического окружения кристаллического кремния  $R_2 = (8/3)^{1/2} R_1 = 3,83 \text{ \AA}$ , что трактуется как доказательство сохранения элементов ковалентной связи в жидком кремнии. В работах [ 17—19 ] был проведен анализ ФРРА доэвтектических, эвтектического и заэвтектических расплавов Al—Si с применением этого подхода. По мнению авторов, присутствие гауссовой кривой с максимумом при  $3,70 \text{ \AA}$  может служить подтверждением существования кластеров из атомов кремния со связью ковалентного типа. Такой подход вряд ли можно считать корректным, поскольку элементы ковалентной связи должны проявляться, в первую очередь, между ближайшими атомами. В то же время ближайшее межатомное расстояние в жидком кремнии, согласно [ 16 ], равно  $2,50 \text{ \AA}$ , что существенно превышает аналогичное значение ( $2,35 \text{ \AA}$ ) для твердого кремния. При высоких давлениях межатомное расстояние равно  $2,42 \text{ \AA}$  при 9—11 ГПа (структура типа  $\beta$ -Sn) и  $2,52 \text{ \AA}$  при  $\sim 40$  ГПа (гексагональная плотноупакованная решетка) [ 11 ], из чего следует, что полная металлизация межатомных связей в твердом кремнии достигается при давлениях выше 40 ГПа.

Другой подход развивался в работах [ 20, 21 ]. Согласно полученным авторами результатам, вблизи линии ликвидус расплава доэвтектических и эвтектического составов имеют однотипную структуру, которую лучше всего описывает модель, предполагающая существование микрообластей с разного типа упаковками атомов, отличающихся концентрацией компонентов. В одних сосредоточены атомы кремния со структурой, подобной жидкому кремнию (в основном с ближним порядком по типу простого куба), в других реализуется статистическое распределение атомов алюминия и кремния на базе упаковок типа гранцентрированной (ГЦК), объемно-центрированной (ОЦК) и простой кубической (ПК) решеток. При увеличении содержания

кремния доля кластеров из атомов кремния и микрообластей с распределением на основе ГЦК-упаковки возрастает. Для заэвтектических силуминов предполагается наличие микрообластей с атомным упорядочением типа силицида состава, близкого к  $Al_3Si$  на основе упаковки типа ГЦК, и микрообластей со статистическим распределением атомов на базе упаковок типа ОЦК (для атомов алюминия) и ПК (для атомов кремния). В работе [3] кривые рассеяния и структурного фактора для заэвтектических силуминов, содержащих 29, 49 и 69 ат.% кремния, удовлетворительно описываются сложной квазиэвтектической структурой, состоящей из группировок атомов Si и областей со статистическим распределением атомов обоих компонентов.

В работе [22] анализ результатов дифракции тепловых нейтронов проведен с использованием модели, предполагающей сосуществование в расплавах тетраэдров  $Si_4$  и статистического распределения атомов кремния и алюминия. Показано, что содержание тетраэдров  $Si_4$  скачкообразно увеличивается при содержании ~50 ат.% Si, достигая максимального (63 %) значения для жидкого кремния.

К особенностям расплавов Al—Si следует отнести отрицательные значения энтальпии смешения с тенденцией к возрастанию с ростом температуры, что не характерно для систем простого эвтектического типа [23]. Аналогичный эффект зафиксирован при воздействии высоких давлений (9—10 ГПа) [24—26] и сверхбыстрой закалке сплавов из жидкого состояния [27], что приводит к заметному расширению области твердых растворов на основе алюминия (до 18—20 ат.% Si) и появлению уникальных свойств неравновесных твердых растворов кремния в алюминии [28]. Как указывается в [29], отношение металлических радиусов атомов алюминия и кремния удовлетворяет условию существования широкой области твердых растворов. В [30] показано, что энтальпия смешения метастабильных твердых растворов  $Al_{1-x}Si_x$  при увеличении давления становится менее положительной, достигая отрицательных значений во всей концентрационной области при давлении выше 9 ГПа. Следует отметить, что энтальпия смешения для расплавов целого ряда бинарных сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии (например, Si—Ge, Ag—Au) имеет небольшие отрицательные значения во всей концентрационной области, близкие или совпадающие с энтальпией смешения расплавов Al—Si. Таким образом, исходя из указанной аналогии, расплавы Al—Si в области высоких температур (выше температуры плавления кремния) можно считать структурно однородными, что обусловлено высоким уровнем металлизации межатомных связей кремния в составе бинарного расплава.

В связи с вышеизложенным, цель настоящей работы состояла в следующем: провести экспериментальное и модельное исследование расплавов Al—Si для доказательства их микронеоднородного строения вблизи температуры ликвидус как результата неполной металлизации кремния при плавлении. Исследовать температурную эволюцию структуры расплавов в широком интервале выше плавления, обусловленную прогрессирующей металлизацией остаточных ковалентных связей кремния с ростом температуры.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследуемые образцы сплавов готовили сплавлением чистого алюминия (марка А999) и монокристаллического кремния (99,999 %) в дуговой печи КПТМ-2 в атмосфере аргона. Кривые рассеяния рентгеновского  $MoK_{\alpha}$ -излучения были получены на автоматическом  $\theta$ — $\theta$  дифрактометре в диапазоне углов рассеяния 6—90° с шагом 15' в интервале 6—50° и 30' в интервале 50—90°. Монохроматизацию излучения осуществляли дифференциальными фильтрами Zr—Y, расположенными на дифрагированном пучке, что обусловило необходимость введения поправки на угловую зависимость некогерентного рассеяния. Для расплавов, содержащих 0, 6, 10, 18, 21, 26, 35, 60, 80 и 100 ат.% Si, эксперимент проводили при температурах на ~50 К выше линии ликвидус в атмосфере чистого гелия. Расплавы с содержанием 21, 35 и 60 ат.% Si исследованы в широком температурном интервале. Стабилизацию температуры осуществляли прибором ВРТ-3 и она составляла  $\pm 5$  К. Экспериментальные кривые интенсивности нормировали к электронным единицам по закону сохранения интенсивности с учетом дисперсионных поправок в атомных факторах и поляризации рассеянного излучения.

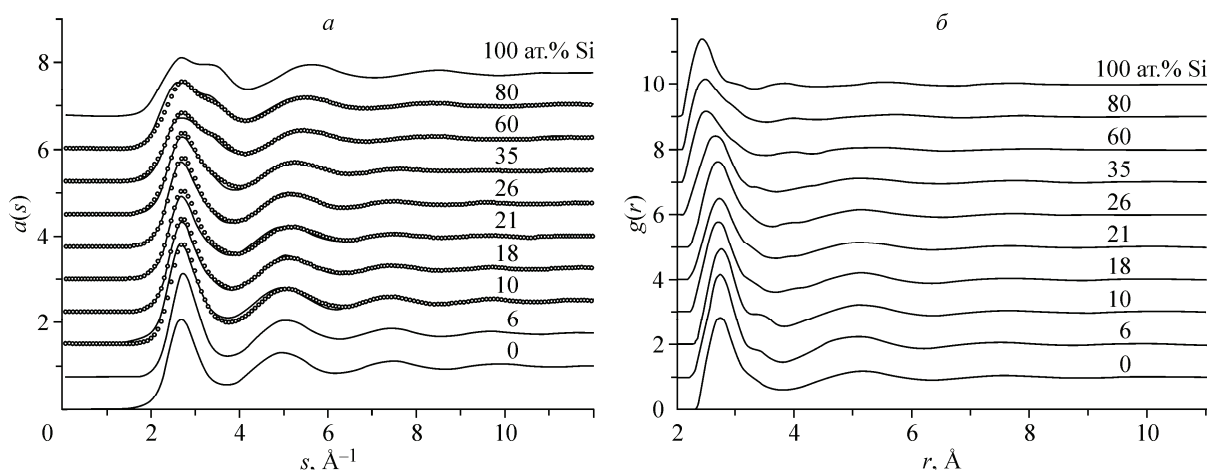


Рис. 1. Кривые СФ (а) и ФПРА (б) для расплавов Al—Si вблизи температуры линии ликвидус. Точки — модельные кривые СФ

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рассчитанные кривые СФ и функций парного распределения атомов при температурах вблизи линии ликвидус представлены на рис. 1. Дополнительно были рассчитаны ФРРА. Структурные параметры исследованных расплавов: положение первого максимума кривых СФ ( $S_1$ ) и его высота ( $a(S_1)$ ), положение ( $R_1$ ) и площадь ( $A_1$ ) первого максимума ФРРА, а также высота первого максимума ФПРА  $g(R'_1)$  приведены в таблице.

Как известно, при проведении Фурье-преобразования кривых СФ возможно появление "ложных" пиков на кривых ФРРА, обусловленных "эффектом обрыва", положение которых относительно главного максимума определяется соотношением  $R'_{\text{ложн.}} = R_1 \pm 2,5\pi / S_{\text{max}}$  ( $S_{\text{max}}$  — максимальное значение вектора дифракции, достигнутое в данном эксперименте). По нашему мнению, пики малой интенсивности на правом склоне первого максимума, которые выявляются на большинстве кривых ФПРА (см. рис. 1, б), обусловлены именно "эффектом обрыва". Наличие указанных пиков усложняет определение площади первого максимума кривых ФРРА методом интегрирования до первого минимума. В связи с этим для кривых  $g(r)$  чистых компонентов было проведено восстановление положения первого минимума с помощью описания кривой в области до  $\sim 5,5$  Å гауссианами; для остальных составов положение минимума вычисляли по аддитивной схеме, используя положения минимумов чистых компонентов.

В целом, полученные данные не противоречат результатам других работ — положение первого максимума кривой СФ почти не изменяется, ближайшее межатомное расстояние и пло-

Структурные параметры расплавов Al—Si

$x(\text{Si})$ , ат.%	$T$ , К	$S_1$ , Å <sup>-1</sup>	$a(S_1)$	$R_1$ , Å	$g(R'_1)$	$A_1$	$x(\text{Si})$ , ат.%	$T$ , К	$S_1$ , Å <sup>-1</sup>	$a(S_1)$	$R_1$ , Å	$g(R'_1)$	$A_1$
0	973	2,68	2,06	2,79	2,81	10,2	26	1113	2,68	1,96	2,76	2,64	9,3
6	953	2,72	2,39	2,80	3,15	10,4	35	1223	2,70	1,79	2,74	2,42	8,8
10	893	2,66	2,34	2,81	2,96	10,1		1573	2,77	1,54	2,71	2,34	8,2
18	1003	2,71	2,09	2,77	2,78	9,8		1773	2,79	1,65	2,71	2,39	8,2
21	1003	2,69	1,92	2,78	2,49	9,4	60	1483	2,69	1,48	2,58	2,22	7,9
	1053	2,68	1,87	2,78	2,38	9,3		1733	2,79	1,46	2,59	2,26	7,8
	1173	2,68	1,85	2,78	2,37	9,3		1833	2,84	1,42	2,59	2,23	7,6
	1223	2,70	1,77	2,80	2,34	9,1	80	1653	2,65	1,55	2,54	2,17	7,2
	1303	2,70	1,81	2,77	2,35	9,1	100	1743	2,69	1,36	2,48	2,41	6,4

щадь первого максимума ФРРА в заэвтектической области закономерно уменьшаются при увеличении содержания кремния в расплаве. Максимальные значения  $A_1$ , высоты первого максимума кривых  $a(s)$  и  $g(r)$  наблюдается для расплава, содержащего 6 ат.% кремния. В работе [22] аналогичный эффект зафиксирован для расплава с содержанием 10 ат.% Si. По-видимому, небольшие добавки кремния увеличивают степень структурной организации алюминиевой матрицы. Отличительной особенностью кривых СФ является наличие наплыва на высокоугловом склоне первого максимума, совпадающего по положению с соответствующим наплывом на кривой СФ жидкого кремния, и постепенное ослабление дальних осцилляций, прогрессирующее с ростом содержания кремния в расплавах. Последнее можно понять из характера осцилляций кривых СФ чистых компонентов, положения которых, начиная со второго максимума, заметно смещены относительно друг друга (см. рис. 1, а). Наиболее существенный вывод из полученных результатов состоит в том, что в расплавах, содержащих больше 6 ат.% Si, вблизи линии ликвидус проявляются индивидуальные особенности структуры жидкого кремния.

В связи со сказанным, для описания экспериментальных кривых СФ при температурах вблизи линии ликвидус была использована модель микронеоднородного строения расплава, предполагающая наличие в расплавах микрогруппировок со статистическим распределением атомов обоих типов и микрогруппировок со структурой жидкого кремния, рассеяние рентгеновского излучения на которых происходит независимо [31]. В этом случае кривая структурного фактора ( $a(s)$ ) бинарного расплава рассчитывается по уравнению

$$a(s) - 1 = \frac{l_1 - n_1}{l_1 - m_1} \cdot \frac{K_1^2}{K_{1m}^2} \cdot (a_m(s) - 1) + \frac{n_1 - m_1}{l_1 - m_1} \cdot \frac{K_1^2}{K_{1l}^2} \cdot (a_l(s) - 1), \quad (1)$$

где  $a_l(s)$ ,  $a_m(s)$  — кривые СФ для микрогруппировок  $l$ -го и  $m$ -го типов;  $n_1$ ,  $l_1$ ,  $m_1$  — содержание первого компонента в расплаве и микрогруппировках указанных типов соответственно;  $K_1$ ,  $K_{1l}$ ,  $K_{1m}$  — относительная рассеивающая способность атомов первого компонента в расплаве и микрогруппировках. Оптимизация модели показала, что наилучшая сходимость с экспериментальными данными достигается, если в качестве СФ микрогруппировок со статистическим распределением атомов использовать СФ расплава с содержанием 6 ат.% Si. Сопоставление рассчитанных и экспериментальных кривых СФ (см. рис. 1, а) указывает на их удовлетворительное совпадение в исследованном концентрационном интервале.

В рамках данного подхода рассчитаны структурные параметры моделируемых расплавов — площадь ( $A_1$ ) и положение ( $R_1$ ) первого максимума ФРРА:

$$A_1 = \frac{(n_{Al}K_{Al} + n'_{Si}K_{Si})^2}{n_{Al} + n'_{Si}} Z_0 + (n_{Si} - n'_{Si})K_{Si}^2 Z_{Si} = A'_1 + A''_1, \quad (2)$$

$$R_1 = \frac{A'_1 R'_1 + A''_1 R''_1}{A_1}, \quad (3)$$

где  $n_{Al}$  ( $n_{Si}$ ) — содержание алюминия (кремния) в расплаве;  $Z_0$  — координационное число для микрогруппировок со статистическим распределением атомов и содержанием кремния  $n'_{Si}$ ;  $Z_{Si}$  — координационное число жидкого кремния;  $K_{Al}$ ,  $K_{Si}$  — относительные рассеивающие способности атомов алюминия и кремния в расплаве;  $R'_1$ ,  $R''_1$  — положение первого максимума ФРРА для сосуществующих микрогруппировок. Как видно из рис. 2, концентрационная зависимость рассчитанных значений структурных параметров достаточно хорошо согласуется с экспериментальными данными. Полученная совокупность данных подтверждает правомочность использования модели микронеоднородного строения для интерпретации результатов рентгенодифракционного исследования расплавов Al—Si вблизи линии ликвидус.

Следует указать на еще один экспериментальный факт в пользу предлагаемой модели — на заметную асимметрию правого склона первого максимума кривых  $g(r)$  для расплавов с содержанием 60 и 80 ат.% Si (см. рис. 1, б), обусловленную вкладом микрогруппировок со статистическим распределением атомов, для которых  $R_1 = 2,80 \text{ \AA}$ . Таким образом, можно констатировать наличие определенного структурного соответствия между жидкими и твердыми сплава-

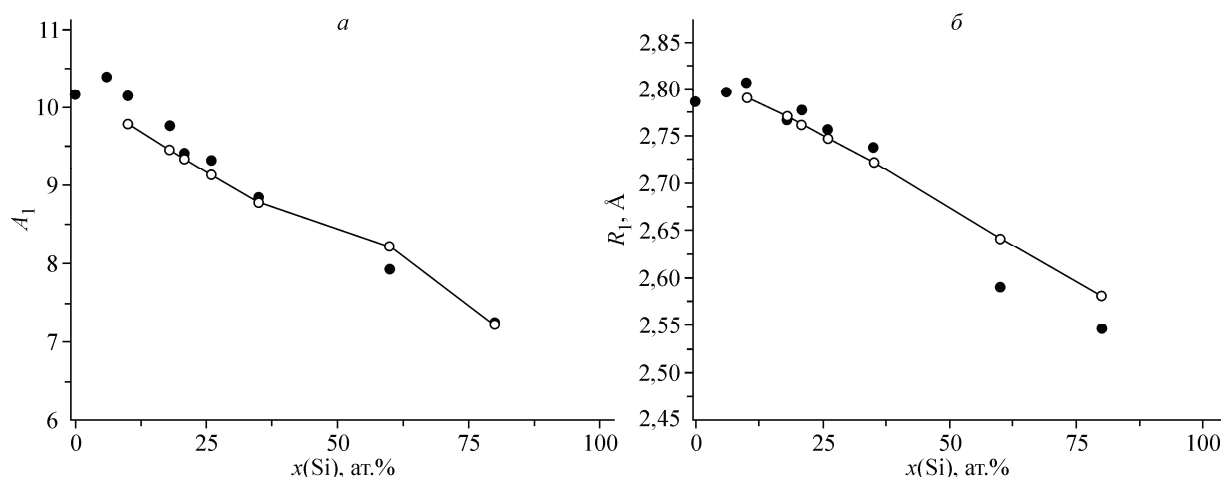


Рис. 2. Значения структурных параметров расплавов Al—Si вблизи линии ликвидус: экспериментальные (●), рассчитанные по уравнениям (2) и (3) (—○—)

ми системы Al—Si в широкой области концентраций вблизи температуры плавления, что подтверждается наличием особенностей на экспериментальных кривых СФ расплавов при содержании кремния более 6 ат.%.

Предполагая, что степень металлизации жидкого кремния увеличивается с ростом температуры, было проведено исследование расплавов с содержанием 21, 35 и 60 ат.% Si в широком температурном интервале. Для указанных расплавов наплыв на правом склоне первого максимума СФ, свидетельствующий о наличии микрогруппировок атомов кремния, выявляется достаточно четко, что позволяет проследить за его трансформацией с ростом температуры. Полученные кривые СФ и функции парного распределения атомов приведены на рис. 3. Видно, что увеличение температуры приводит к постепенному сглаживанию наплыва, сдвигу положения первого максимума СФ (см. таблицу) в высокоугловую область и, как следствие, к увеличению его симметричности. Основной причиной указанных изменений, на наш взгляд, является прогрессирующая металлизация кремния с ростом температуры, что приводит к увеличению структурной однородности расплавов в результате изменения характера межатомного взаимодействия компонентов по сравнению с твердым состоянием. Ожидаемым в этом случае является практически неизменность значений  $R_1$  и  $A_1$  в исследованном интервале температур. Полученный результат коррелирует с характером концентрационной зависимости энтальпии смешения расплавов.

## ВЫВОДЫ

Проведено рентгенографическое исследование структуры расплавов Al—Si с содержанием 0, 6, 10, 18, 21, 26, 35, 60, 80 и 100 ат.% Si вблизи температуры линии ликвидус. Расплавы с содержанием 21, 35 и 60 ат.% Si исследованы в широкой температурной области. Отличительной особенностью экспериментальных кривых структурного фактора является наличие наплыва на высокоугловом склоне первого максимума, усиливающегося по мере увеличения содержания кремния. Этот факт свидетельствует о существовании в расплавах Al—Si вблизи линии ликвидус группировок со структурой жидкого кремния. Показано, что результаты рентгенодифракционного исследования расплавов Al—Si в широкой концентрационной области вблизи температуры линии ликвидус (кривые СФ, концентрационная зависимость ближайшего межатомного расстояния и площади первого максимума ФРРА) удовлетворительно описываются моделью микрогетерогенного строения расплава, предполагающей сосуществование в расплавах микрогруппировок со статистическим распределением атомов, содержащих 6 ат.% Si, и микрогруппировок со структурой жидкого кремния. Высокотемпературные исследования указывают на увеличение структурной однородности расплавов с ростом температуры вследствие прогрессирующей металлизации межатомных связей в микрогруппировках кремния.

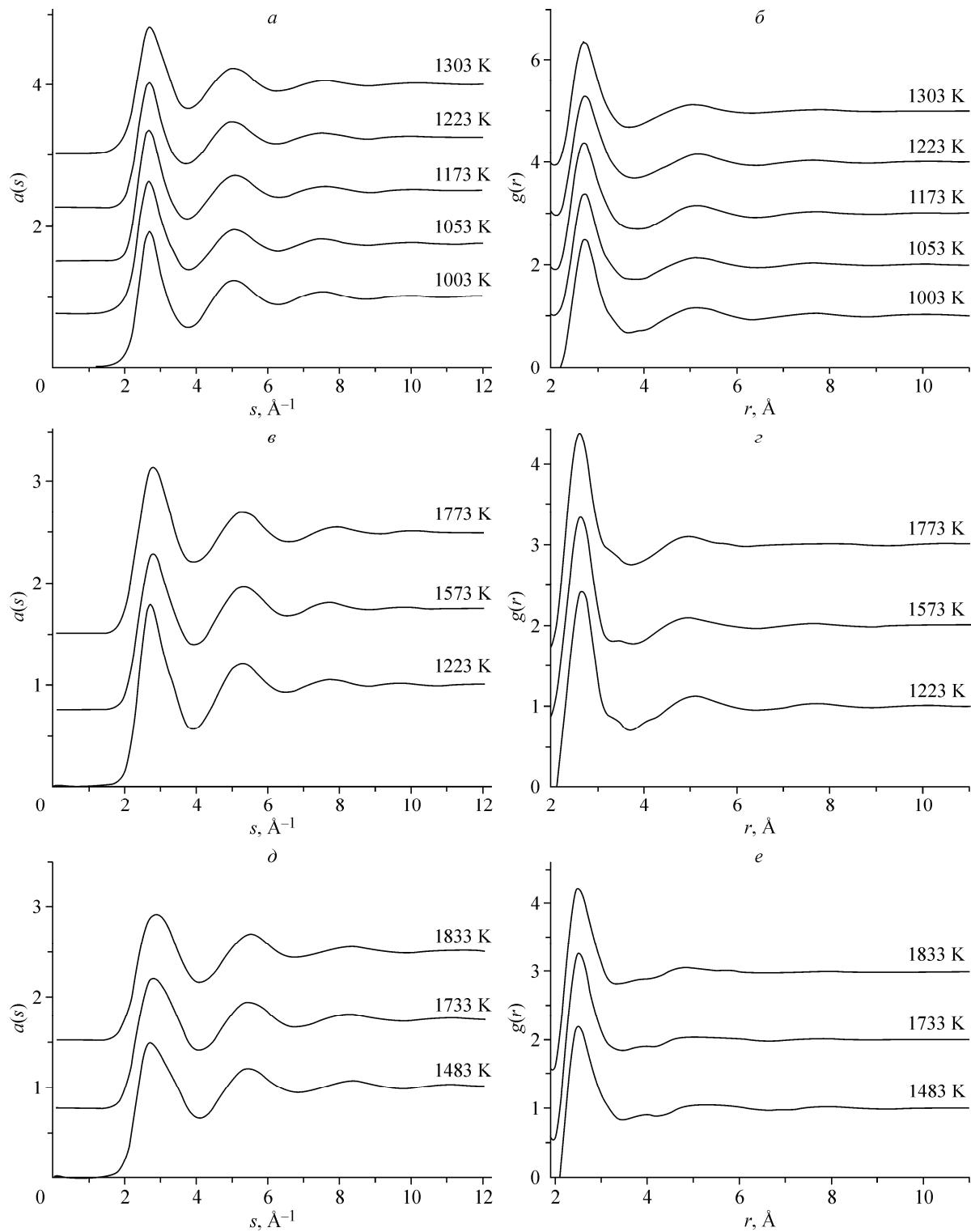


Рис. 3. Кривые СФ (*a*, *в*, *д*) и ФПРА (*б*, *г*, *е*) для расплавов с содержанием 21 (*a*, *б*), 35 (*в*, *г*) и 60 (*д*, *е*) ат.% Si

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Базин Ю.А., Емельянов А.В., Баум Б.А. и др. // *Металлофизика*. – 1986. – **8**, № 2. – С. 11.
2. *Vahvaselkä K.* // *Phys. Scr.* – 1978. – **18**, N 4. – P. 226.
3. Пастухов Э.А., Ватолин Н.А., Лусин В.Л., Денисов В.М., Качин С.В. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003.
4. *Waseda Y., Suzuki K.* // *Z. Physik. B.* – 1975. – **20**, N 4. – P. 339.
5. *Stich I., Car R., Parrinello M.* // *Phys. Rev. Lett.* – 1989. – **63**. – P. 2240.
6. *Stillinger H., Weber T.* // *Phys. Rev. B.* – 1985. – **31**, N 8. – P. 5262.
7. *Jakse N., Hennet L., Price D.* // *Appl. Phys. Lett.* – 2003. – **83**, N 23. – P. 4734.
8. *Kim T., Lee G., Sieve B. et al.* // *Phys. Rev. Lett.* – 2005. – **95**. – P. 085501(1).
9. *Kimura H., Watanabe M., Izumi K. et al.* // *Appl. Phys. Lett.* – 2001. – **78**, N 5. – P. 604.
10. *Olijnyk H., Sikka S., Holzappel W.* // *Phys. Lett. A.* – 1984. – **103**, N 3. – P. 137.
11. *Hu J., Merkel L., Menoni C. et al.* // *Phys. Rev. B.* – 1989. – **34**. – P. 4679.
12. *McMahon M., Nemes R.* // *Phys. Rev. B.* – 1993. – **47**, N 13. – P. 8337.
13. Казимиров В.П., Шовский В.А., Сокольский В.Э. и др. // *Металлы*. – 1996. – № 6. – С. 97.
14. *Murray J., McAlister A.* // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams.* – 1984. – **5**, N 1. – P. 74.
15. *Mudry S., Shtablayi I.* // *Chem. Met. Alloys.* – 2008. – **1**. – P. 163.
16. *Kita Y., Zytveld J., Morita Z. et al.* // *J. Phys.: Condens. Matter.* – 1994. – **6**. – P. 811.
17. *Bian X., Wang W., Yuan S. et al.* // *Sci. Techn. Advanc. Materials.* – 2001. – **2**, N 1. – P. 19.
18. *Bian X., Wang W., Qin J.* // *Materials Characterization.* – 2001. – **46**, N 1. – P. 25.
19. *Wang W., Bian X., Qin J. et al.* // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2000. – **31**, N 9. – P. 2163.
20. Пригунова А.Г., Мазур В.И., Таран Ю.Н. и др. // *Металлофизика*. – 1983. – **5**, № 1. – С. 88.
21. Пригунова А.Г., Мазур В.И., Таран Ю.Н. и др. // *Металлофизика*. – 1983. – **5**, № 3. – С. 54.
22. *Gabathuler J., Steeb S., Lamparter P.* // *Z. Naturforsch. A.* – 1979. – **34**, N 11. – P. 1305.
23. Матейко И.В., Шевченко М.А., Котова Н.Н. и др. // *Журн. физ. химии*. – 2011. – **85**, № 2. – С. 212.
24. *Degtyareva V., Chipenko G., Belash I. et al.* // *Phys. Stat. Sol. (a).* – 1985. – **89**, N 2. – P. K127.
25. *Kolesnikov A.J., Barkalov O.I., Belash I.T. et al.* // *J. Phys.: Condens. Matter.* – 1993. – **5**, N 27. – P. 4737.
26. *Yu X., Zhang G., Wang X. et al.* // *J. Mater. Sci.* – 1999. – **34**, N 17. – P. 4149.
27. *Chevrier J., Pavuna D., Cyrot-Lackmann F.* // *Phys. Rev.* – 1987. – **36**, N 17. – P. 9115.
28. Случанко Н.Е., Глушков В.В., Демшиев С.В. и др. // *Физика тв. тела*. – 1999. – **41**, № 1. – С. 3.
29. Дегтярева В.Ф., Чипенко Г.В., Понятовский Е.Г. и др. // *Физика тв. тела*. – 1984. – **26**, № 4. – С. 1208.
30. *Livanov D.V., Isaev E.I., Velikov Yu.Kh. et al.* // *Eur. Phys. J. B.* – 2002. – **27**, N 1. – P. 119.
31. Романова А.В., Ильинский А.Г. // *Укр. физ. журн.* – 1974. – **19**, № 9. – С. 1565.