

Температурная зависимость теплоемкости и изменений термодинамических функций сплава АК1М2, легированного стронцием

© 2018 г. И. Н. Ганиев^{1,§}, С. Э. Отаджонов², Н. Ф. Иброхимов³, М. Махмудов²

¹ *Институт химии имени В. И. Никитина АН Республики Таджикистан,
734063, ул. Садриддина Айни, д. 299/2, Душанбе, 734063, Таджикистан*

² *Худжандский государственный университет имени академика Б. Гафурова,
проезд Мавлонбекова, д. 1, Худжанд, 735700, Таджикистан*

³ *Таджикский технический университет имени академика М. С. Осими,
ул. ак. Ражабовых, д. 10, Душанбе, 734042, Таджикистан*

Аннотация. В режиме «охлаждения» исследована температурная зависимость удельной теплоемкости и изменения термодинамических функций, легированного стронцием сплава АК1М2 на основе особолистого алюминия в диапазоне 298,15—900 К. Получены математические модели, описывающие изменения указанных свойств сплавов в этом температурном интервале, а также от концентрации легирующего компонента. Установлено, что теплоемкость, энтальпия и энтропия сплавов с ростом температуры увеличиваются, а от концентрации легирующего компонента до 0,5 % (мас.) уменьшаются, а затем растут. Значение энергии Гиббса имеет обратную зависимость: с ростом температуры — уменьшается, а с увеличением содержания легирующего компонента до 0,5 (мас.) % — растет.

Ключевые слова: сплав АК1М2, стронций, режим «охлаждения», теплоемкость, энтальпия, энтропия, энергия Гиббса

Введение

Изучению физико-химических свойств сплавов на основе технического алюминия посвящено много работ [1—12], в отличие от сплавов на основе особолистого алюминия. Особолистый алюминий и его сплавы нашли применение в микроэлектронике при изготовлении интегральных микросхем.

Крупнейшим достижением современной микроэлектроники является разработка и организация промышленного выпуска интегральных микросхем. В настоящее время созданы интегральные схемы, представляющие собой целые устройства и даже системы, размещенные в одном полупроводниковом кристалле.

Однако не все устройства можно изготовить с помощью полупроводниковой технологии, так как ее возможности по формированию стабильных пас-

сивных элементов с широким диапазоном номиналов ограничены. Поэтому параллельно с полупроводниковым развивается и совершенствуется другой конструктивно-технологический вариант создания микроэлектронных устройств, в котором сочетание полупроводниковых микросхем, дискретных полупроводниковых приборов с пассивными пленочными элементами позволило создать микроэлектронные устройства с широким набором функциональных возможностей.

Интегральные микросхемы, в которых наряду с пленочными элементами содержатся имеющие самостоятельное конструктивное исполнение полупроводниковые активные компоненты, изготовленные по полупроводниковой технологии, называют гибридными интегральными микросхемами (ГИС). По сравнению с полупроводниковыми микросхемами ГИС имеют ряд преимуществ: при мелкосерийном производстве они дешевле полупроводниковых, обеспечивают широкий диапазон номиналов, меньшие пределы допусков и лучшие электрические характеристики пассивных элементов. В ГИС возможно использование любых дискретных компонентов, в том числе полупроводниковых. При гибридном использовании можно обеспечить изготовление изделий достаточно большой мощности [2, 4, 13, 14].

Ганиев Исадулло Наврузович^{1,§} — доктор хим. наук, профессор, академик АН РТ, зав. лабораторией e-mail: ganiev48@mail.ru; Отаджонов Сухроб Эргашалиевич² — докторант кафедры общей физики и твердого тела, e-mail: suhrob_22.10.91@mail.ru; Иброхимов Насим Файзуллоевич³ — научный сотрудник, e-mail: nasimqon@mail.ru; Махмудов Мухаммаджон² — канд. хим. наук, доцент кафедры электроники

§ Автор для переписки

Важной проблемой микроэлектроники является создание стабильных, воспроизводимых и надежных ГИС. Проблема повышения надежности изделий сложна и многогранна. Один из путей решения этой проблемы — разработка и применение новых материалов и новой технологии.

В настоящее время применяют следующие металлические подложки: стальные эмалированные, стальные с полиимидным лаком, титановые и из сплавов алюминия. Использование стальных и титановых подложек имеет ряд недостатков, что ограничивает их применение.

Наибольший практический интерес представляют подложки на основе анодированного алюминия в сочетании с разводкой на полиимидной пленке, при которой достигается многоуровневая разводка, эффективный теплоотвод и необходимая жесткость конструкции. В действительности используются механически прочные алюминиевые сплавы на основе высоко- и особочистого металла. Легирующие добавки в этих сплавах должны, как и алюминий, легко подвергаться анодному оксидированию. Для доведения поверхности пластины подложки до 13—14 классов чистоты обработки с последующим анодированием сплавы должны иметь хорошую однородность структуры и состава по всей пластине. Поэтому большое содержание легирующих добавок нежелательно [2, 4, 13, 14].

В отечественной и зарубежной практике для создания тонких металлических пленок при разработке интегральных микросхем наметился поворот от использования однокомпонентных металлических материалов к сплавам на основе высокочистых металлов, содержащим два или более легирующих компонента. Такой поворот весьма естественен, поскольку при использовании в качестве проводникового материала чистых металлов возможен целый ряд технологических и эксплуатационных отклонений, устранить которые можно, используя процесс микролегирования. На пути использования микролегирующих добавок к алюминиевым сплавам возникает ряд проблем, незнание которых и пренебрежение ими может привести к отрицательным результатам. К числу таких проблем, прежде всего, относятся:

- выбор вида и оптимального состава добавок;
- примесная чистота легирующих компонентов, которая на сегодняшний день трудно разрешима;
- наличие стабильной технологии и надежной аппаратуры для получения сплавов высокой чистоты и отсутствие в достаточной степени разработанной теоретической базы для выбора нужных композиций.

Сплавы высокой чистоты на основе алюминия, для которых изучены их природа, структура и свойства позволяют резко изменить в лучшую сторону рабочие характеристики приборов. Кроме

того, они служат источником для расширения сфер применения алюминия высокой степени чистоты в других областях науки, техники и могут проявлять новые свойства. В этом плане работы, связанные с использованием новых сплавов на основе особочистого алюминия являются актуальными и своевременными [14, 15].

К сожалению, на сегодняшний день остались незаслуженно обойденными вниманием исследователей вопросы разработки теоретических основ для выбора нужных композиций сплавов, к числу которых относятся исследования физико-химических свойств сплавов на основе особочистого алюминия. К числу таких систем можно отнести алюминий-кремниевый сплав АК1 и сплав с медью АК1М2 с участием щелочно-земельных элементов (ЩЗЭ) [14, 15].

Цель работы — исследование влияния температуры и содержания стронция на теплоемкость и изменение термодинамических характеристик сплава АК1М2 на основе особочистого алюминия.

Образцы и методы исследования

Измерения теплоемкости и ее температурной зависимости играют большую роль в исследованиях сплавов. В литературе практически отсутствуют экспериментальные данные по теплоемкости многокомпонентных алюминиевых сплавов.

Ниже приведены результаты экспериментального исследования температурной зависимости удельной теплоемкости сплава АК1М2 (Al + 1 % (мас.) Si + 2 % (мас.) Cu), легированного стронцием. Поскольку монотонные изменения температуры объекта в режиме «нагрева» осуществить крайне сложно из-за наличия целой цепочки внешних факторов (напряжение в сети питания печи, теплопроводность окружающей среды и пр.), т. е. из-за многофакторности эксперимента, наиболее удобным и простым с этой точки зрения является режим «охлаждения» образца.

Измерение теплоемкости сплавов проводили на установке, в основу работы которой положен метод С-калориметра с тепломером и адиабатической оболочкой. Методика измерения теплоемкости и схема установки описаны в работах [16—20].

Для измерения удельной теплоемкости металлов использован закон охлаждения Ньютона—Рихмана. Всякое тело, имеющее температуру выше окружающей среды, будет охлаждаться, причем скорость охлаждения зависит от теплоемкости тела и коэффициента теплоотдачи. Величина теплового потока, проходящего через тепломер, оценивается по перепаду температуры на тепломере и тепловой проводимости тепломера, определенной из независимых градуированных экспериментов с медным образцом. Температурный диапазон — до 900 К.

Если взять два металлических стержня определенной формы, то сравнивая кривые охлаждения (температуры как функции времени) этих образцов, один из которых служит эталоном (его теплоемкость и скорость охлаждения должны быть известны), можно определить теплоемкость другого, определив скорость его охлаждения.

Количество теплоты δQ , теряемое предварительно нагретым телом массы m при его охлаждении на dT градусов, можно определить по формуле

$$\delta Q = C_p^0 m dT, \quad (1)$$

где C_p^0 — стандартная удельная теплоемкость вещества, из которого состоит тело, при постоянном давлении.

Потеря энергии происходит через поверхность тела. Следовательно, можно считать, что количество теплоты δQ_S , теряемое через поверхность тела за время $d\tau$, пропорционально времени, площади поверхности S и разности температур тела T и окружающей среды T_0 :

$$\delta Q_S = -\alpha(T - T_0) S d\tau, \quad (2)$$

где α — коэффициент теплоотдачи. Если тело выделяет теплоту таким образом, что температура всех его точек изменяется одинаково, то справедливо равенство

$$\delta Q = \delta Q_S; C_p^0 m dT = -\alpha(T - T_0) S d\tau. \quad (3)$$

Выражение (3) можно представить в виде

$$C_p^0 m \frac{dT}{d\tau} = -\alpha(T - T_0) S. \quad (4)$$

Полагая, что C_p^0 , α , T и T_0 в малом интервале температур не зависят от координат точек поверхности образца, нагретых до одной температуры, и одинаковой температуры окружающей среды, запишем соотношение (4) для двух образцов:

$$C_{p_1}^0 m_1 S_1 \alpha_1 \left(\frac{dT}{d\tau} \right)_1 = C_{p_2}^0 m_2 S_2 \alpha_2 \left(\frac{dT}{d\tau} \right)_2. \quad (5)$$

При использовании формулы (5) для двух образцов (эталона и любого другого), имеющих одинаковые размеры $S_1 = S_2$ и состояния поверхностей, предполагают равными их коэффициенты теплоотдачи $\alpha_1 = \alpha_2$. Тогда

$$C_{p_1}^0 m_1 \left(\frac{dT}{d\tau} \right)_1 = C_{p_2}^0 m_2 \left(\frac{dT}{d\tau} \right)_2. \quad (6)$$

Следовательно, зная массы образцов m_1 и m_2 , скорости охлаждения эталона $\left(\frac{dT}{d\tau} \right)_1$ и образца

$\left(\frac{dT}{d\tau} \right)_2$ и удельную теплоемкость $C_{p_1}^0$ эталона, можно вычислить теплоемкость другого вещества $C_{p_2}^0$:

$$C_{p_2}^0 = \frac{C_{p_1}^0 m_1 \left(\frac{dT}{d\tau} \right)_1}{m_2 \left(\frac{dT}{d\tau} \right)_2}. \quad (7)$$

Для подтверждения возможности такого допущения авторами работы [21] были получены зависимости температуры образцов от времени охлаждения для алюминия и меди. Полученные результаты хорошо согласуются с литературными данными [22].

В рамках данной работы исследовано влияние стронция на теплоемкость и изменении термодинамических функций сплава АК1М2. Для получения сплавов были использованы особоочистый алюминий марки А5N (99,999 % Al), монокристаллический кремний, медь, а также лигатура на основе алюминия, содержащая 10,0 % (мас.) стронция. Содержание последнего в сплаве составляло (в % (мас.)): 0,01; 0,05; 0,1; 0,5 и 1,0. Легирование сплавов лигатурой осуществляли в открытых шахтных печах типа СШОЛ. Затем из расплава отливали цилиндрические образцы размером 30 × 16 мм.

Результаты и их обсуждение

Экспериментально полученные временные зависимости температуры образцов описывали уравнением вида

$$T = ae^{-b\tau} + pe^{-k\tau}, \quad (8)$$

где a, b, p, k — константы; τ — время охлаждения.

Дифференцируя уравнение (8) по τ , получим уравнение для скорости охлаждения образцов:

$$\frac{dT}{d\tau} = -abe^{-b\tau} - pke^{-k\tau}. \quad (9)$$

Используя формулу (7), запишем следующие уравнения температурной зависимости теплоемкости для сплава АК1М2:

$$C_p^0 = -961,11 + 5,33T - 3,9 \cdot 10^{-3}T^2 + 1,88 \cdot 10^{-6}T^3,$$

и сплавов, легированных стронцием (в % (мас.)):

$$\left. \begin{aligned} & - \text{AK1M2} + 0,01 \% \text{ Sr:} \\ & C_p^0 = -500,18 + 5,73T - 5,9 \cdot 10^{-3}T^2 + \\ & \quad + 2,57 \cdot 10^{-6}T^3; \\ & - \text{AK1M2} + 0,05 \% \text{ Sr:} \\ & C_p^0 = -686,19 + 6,27T - 6,7 \cdot 10^{-3}T^2 + \\ & \quad + 2,92 \cdot 10^{-6}T^3; \end{aligned} \right\} (10)$$

– АК1М2 + 0,5 % Sr:
 $C_p^0 = -636,37 + 5,93T - 6,1 \cdot 10^{-3}T^2 + 2,66 \cdot 10^{-6}T^3;$

– АК1М2 + 1 % Sr:
 $C_p^0 = -965,58 + 6,99T - 7,7 \cdot 10^{-3}T^2 + 3,39 \cdot 10^{-6}T^3.$

На рис. 1 приведены температурные зависимости удельной теплоемкости (в Дж/(кг · К)) сплава АК1М2, легированного различным количеством стронция. Из рис. 1 видно, что с ростом температуры теплоемкость сплавов растет, а с ростом концентрации стронция уменьшается.

Для расчета изменений температурной зависимости энтальпии, энтропии и энергии Гиббса использовали интегралы от удельной теплоемкости по приведенным ниже уравнениям:

$$S^0(T) - S^0(298,15 \text{ К}) = \int_{298,15}^T \frac{C_p^0(T)}{T} dT, \quad (11)$$

Получены следующие полиномы, описывающие изменение температурной зависимости энтальпии для сплава АК1М2:

$$H^0(T) - H^0(298,15 \text{ К}) = -99095,92 - 961,11T + 5,33T^2 - 3,9 \cdot 10^{-3}T^3 + 1,88 \cdot 10^{-6}T^4,$$

и сплавов со стронцием, % (мас.):

– АК1М2 + 0,01 % Sr:
 $H^0(T) - H^0(298,15 \text{ К}) = -223956,5 - 500,18T + 5,728T^2 - 5,9 \cdot 10^{-3}T^3 + 2,567 \cdot 10^{-6}T^4;$

– АК1М2 + 0,05 % Sr:
 $H^0(T) - H^0(298,15 \text{ К}) = -198738,9 - 686,19T + 6,27T^2 - 6,7 \cdot 10^{-3}T^3 + 2,92 \cdot 10^{-6}T^4;$

– АК1М2 + 0,5 % Sr:
 $H^0(T) - H^0(298,15 \text{ К}) = -196838,8 - 636,37T + 5,931T^2 - 6,1 \cdot 10^{-3}T^3 + 2,657 \cdot 10^{-6}T^4;$

– АК1М2 + 1 % Sr:
 $H^0(T) - H^0(298,15 \text{ К}) = -156311,1 - 965,58T + 6,991T^2 - 7,7 \cdot 10^{-3}T^3 + 3,396 \cdot 10^{-6}T^4.$

На рис. 2 приведены температурные зависимости изменений энтальпии (кДж/кг) для сплава АК1М2, легированного стронцием, рассчитанные по уравнениям (12). Энтальпия сплавов с повышением температуры растет, а с увеличением содержания стронция уменьшается.

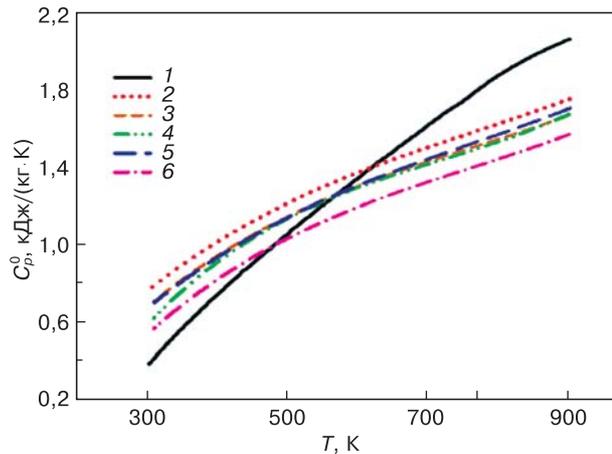


Рис. 1. Температурные зависимости удельной теплоемкости сплава АК1М2, легированного стронцием: 1 – 0; 2 – 0,01 % Sr; 3 – 0,05 % Sr; 4 – 0,1 % Sr; 5 – 0,5 % Sr; 6 – 1 % Sr

Fig. 1. Temperature dependences of the specific heat of the alloy AK1M2 doped with strontium: (1) 0; (2) 0.01% Sr; (3) 0.05% Sr; (4) 0.1% Sr; (5) 0.5% Sr; (6) 1% Sr

Получены следующие уравнения, описывающие изменение температурной зависимости энтропии для сплава АК1М2:

$$S^0(T) - S^0(298,15 \text{ К}) = -2727,02 - 961,11 \ln T + 10,67T - 5,85 \cdot 10^{-3}T^2 + 2,512 \cdot 10^{-6}T^3;$$

и сплавов со стронцием, % (мас.):

– АК1М2 + 0,01 % Sr:
 $S^0(T) - S^0(298,15 \text{ К}) = -2719,55 - 500,73 \ln T + 11,46T - 8,85 \cdot 10^{-3}T^2 + 3,423 \cdot 10^{-6}T^3;$

– АК1М2 + 0,05 % Sr:
 $S^0(T) - S^0(298,15 \text{ К}) = -2951,72 - 686,19 \ln T + 12,55T - 10,05 \cdot 10^{-3}T^2 + 3,894 \cdot 10^{-6}T^3;$

– АК1М2 + 0,5 % Sr:
 $S^0(T) - S^0(298,15 \text{ К}) = -2817,31 - 636,37 \ln T + 11,86T - 9,15 \cdot 10^{-3}T^2 + 3,543 \cdot 10^{-6}T^3;$

– АК1М2 + 1 % Sr:
 $S^0(T) - S^0(298,15 \text{ К}) = -3261,93 - 965,58 \ln T + 13,98T - 11,55 \cdot 10^{-3}T^2 + 4,529 \cdot 10^{-6}T^3.$

В табл. 1 приведены значения изменений температурной зависимости энтропии (кДж/(кг · К)) для сплава АК1М2, легированного стронцием, рассчитанные по уравнениям (13). С повышением температуры энтропия растет, а при увеличении содержания стронция до 0,5 % (мас.) — уменьшается.

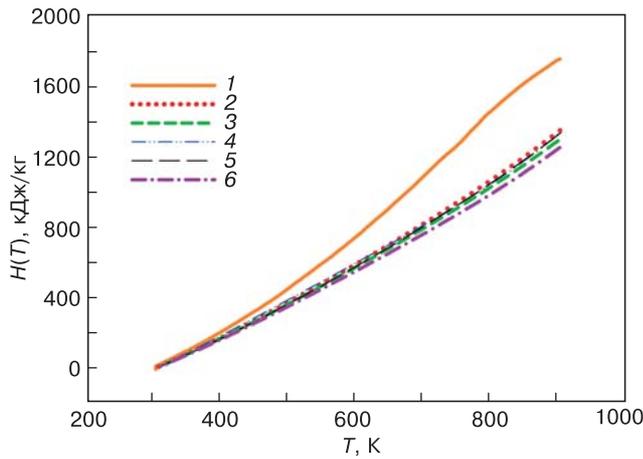


Рис. 2. Температурные зависимости изменение энthalпии сплава АК1М2, легированного стронцием: 1 — 0; 2 — 0,01 % Sr; 3 — 0,05 % Sr; 4 — 0,1 % Sr; 5 — 0,5 % Sr; 6 — 1 % Sr

Fig. 2. Temperature dependences of the change in enthalpy of the alloy AK1M2 doped with strontium: (1) 0; (2) 0.01% Sr; (3) 0.05% Sr; (4) 0.1% Sr; (5) 0.5% Sr; (6) 1% Sr

Температурные зависимости изменений энергия Гиббса для сплава АК1М2 и сплавов, легированных стронцием (в % (мас.)) имеют вид:

– АК1М2:

$$G^0(T) - G^0(298,15 \text{ K}) = -99095,92 + 1765,92T - 5,334T^2 + 1,95 \cdot 10^{-3}T^3 - 6,279 \cdot 10^{-7}T^4 + 961,11T \ln T;$$

– АК1М2 + 0,01 % Sr:

$$G^0(T) - G^0(298,15 \text{ K}) = -223956,5 - 2219,37T - 5,728T^2 + 2,95 \cdot 10^{-3}T^3 - 8,557 \cdot 10^{-7}T^4 + 500,19T \ln T;$$

– АК1М2 + 0,05 % Sr:

$$G^0(T) - G^0(298,15 \text{ K}) = -198738,9 + 2265,53T - 6,275T^2 + 3,35 \cdot 10^{-3}T^3 - 9,734 \cdot 10^{-7}T^4 + 686,19T \ln T;$$

(14)

Таблица 1

Температурная зависимость изменений энтропии для сплава АК1М2, легированного стронцием
 [Temperature dependence of entropy change for alloy AK1M2 doped with strontium]

T, K	$S^0(T) - S^0(298,15), \text{ кДж}/(\text{кг} \cdot \text{K})$				
	AK1M2	AK1M2 + 0,01 % Sr	AK1M2 + 0,05 % Sr	AK1M2 + 0,5 % Sr	AK1M2 + 1 % Sr
300	14,51	13,10	14,03	13,58	15,33
400	764,67	665,82	709,64	690,42	772,56
500	1458,11	1223,69	1297,70	1269,31	1407,48
600	2109,90	1707,25	1801,58	1771,50	1947,27
700	2735,10	2137,02	2244,63	2218,26	2419,10
800	3348,78	2533,56	2650,22	2630,83	2850,15
900	3966,02	2917,38	2860,77	3030,49	3267,58

Таблица 2

Температурная зависимость изменений энергии Гиббса для сплава АК1М2, легированного стронцием
 [Temperature dependence of Gibbs energy changes for alloy AK1M2 doped with strontium]

T, K	$G^0(T) - G^0(298,15), \text{ кДж}/\text{кг}$				
	AK1M2	AK1M2 + 0,01 % Sr	AK1M2 + 0,05 % Sr	AK1M2 + 0,5 % Sr	AK1M2 + 1 % Sr
300	-1,79	-0,94	-1,28	-1,19	-1,80
400	-137,40	-85,78	-107,08	-100,93	-138,88
500	-345,06	-230,98	-276,86	-263,28	-345,35
600	-619,86	-428,07	-501,05	-479,51	-610,33
700	-958,38	-670,67	-772,38	-742,99	-925,65
800	-1358,72	-954,41	-1085,95	-1049,28	-1285,90
900	-1820,49	-1277,8	-1439,17	-1395,99	-1688,34

$$\begin{aligned}
 & - \text{AK1M2} + 0,5 \% \text{ Sr:} \\
 G^0(T) - G^0(298,15 \text{ K}) & = \\
 & = -196838,8 + 2180,94T - 5,931T^2 + \\
 & + 3,05 \cdot 10^{-3}T^3 - 8,858 \cdot 10^{-7}T^4 + \\
 & + 636,37T \ln T;
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 & - \text{AK1M2} + 1 \% \text{ Sr:} \\
 G^0(T) - G^0(298,15 \text{ K}) & = \\
 & = -156311,1 + 2296,34T - 6,991T^2 + \\
 & + 3,85 \cdot 10^{-3}T^3 - 1,1322 \cdot 10^{-6}T^4 + \\
 & + 965,58T \ln T.
 \end{aligned}$$

В табл. 2 приведена температурная зависимость изменения энергии Гиббса (в кДж/кг) для сплава АК1М2, легированного стронцием, рассчитанная по уравнениям (14).

Сплавы алюминия высокой чистоты, в частности сплав АК1М2, рекомендуются для применения в электронике и в производстве полупроводниковых материалов. В электронно-лучевых трубках его применяют в форме жести, фольги и проволоки. Этот сплав используют и в тех случаях, когда нежелательно катодное распыление, например для катодов ионных рентгеновских трубок и катодных осциллографов, для электродов высоковольтных разрядников, для осветительных ламп. Вследствие малой плотности и незначительного рентгеновского излучения при электронной бомбардировке сплавы высокочистого алюминия используют в высоковольтных электронно-лучевых приборах для изготовления отклоняющих пластин и диафрагм.

Сплав сверхчистого алюминия АК1М2 рекомендуется для применения в технологии транзисторов, диодов и термисторов для образования контактного переходного слоя из сплава с германием или кремнием [23–25].

Заключение

В режиме «охлаждения» исследована температурная зависимость теплоемкости и изменений термодинамических функций сплава АК1М2, легированного стронцием в диапазоне температур 298,15–900 К. Получены математические модели, описывающие температурную зависимость теплоемкости от состава сплавов, а также изменения термодинамических функций сплавов в указанном температурном диапазоне. Установлено, что с ростом температуры теплоемкость, энтальпия и энтропия сплавов увеличиваются, а от концентрации легирующего компонента уменьшаются. Энергия Гиббса сплавов характеризуется обратной зависимостью, т. е. с повышением температуры — уменьшается, а с увеличением содержания легирующего компонента — растет.

Уменьшение теплоемкости сплавов объясняется увеличением степени гетерогенности сплавов

при легировании стронцием, что объясняется его модифицирующим влиянием на характер кристаллизации алюминиевого твердого раствора.

Библиографический список

1. Menan F., Hénaff G. Synergistic action of fatigue and corrosion during crack growth in the 2024 aluminium alloy // *Procedia Engineering*. 2010. V. 2, Iss. 1. P. 1441–1450. DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.156
2. Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение) / Под ред. И. Н. Фридляндера. Киев: КОМИТЕХ, 2005. 365 с.
3. Chlistovsky R. M., Heffernan P. J., DuQuesnay, D. L. Corrosion-fatigue behaviour of 7075-T651 aluminum alloy subjected to periodic overloads // *Internat. J. Fatigue*. 2007. V. 29, N 9–11. P. 1941–1949. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.010
4. Луц А. Р., Суслина А. А. Алюминий и его сплавы. Самара: Самарский государственный технический университет, 2013. 81 с.
5. Jones K., Hoepfner D. W. Prior corrosion and fatigue of 2024-T3 aluminum alloy // *Corros. Sci.* 2006. V. 48, Iss. 10. P. 3109–3122. DOI: 10.1016/j.corsci.2005.11.008
6. Spencer K., Corbin S. F., Lloyd D. J. The influence of iron content on the plane strain fracture behaviour of AA 5754 Al-Mg sheet alloys // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2002. V. 325, Iss. 1–2. P. 394–404. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01481-2
7. Kechin V., Kireev A. Influences of gas content on corrosion and electrochemical characteristics of aluminium alloys // *22nd Internat. Conf. on Metallurgy and Materials*. Brno (Czech Republic), 2013.
8. Min-Kyong Chung, Yoon-Seok Choi, Jung-Gu Kim, Young-Man Kim, Jae-Chul Lee. Effect of the number of ECAP pass time on the electrochemical properties of 1050 Al alloys // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2004. V. 366, Iss. 2. P. 282–291. DOI: 10.1016/j.msea.2003.08.056
9. Dan Song, Ai-bin Ma, Jing-hua Jiang, Pin-hua Lin, Dong-hui Yang. Corrosion behavior of ultra-fine grained industrial pure Al fabricated by ECAP // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2009. V. 19, Iss. 5. P. 1065–1070. DOI: 10.1016/S1003-6326(08)60407-0
10. Murashkin M. Yu., Sabirov I., Kazykhanov V. U., Bobruk E. V., Dubravina A. A., Valiev R. Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultra-fine grained Al alloy processed via ECAP-PC // *J. Mater. Sci.* 2013. V. 48, Iss. 13. P. 4501–4509. DOI: 10.1007/s10853-013-7279-8
11. Sauvage X., Bobruk E. V., Murashkin M. Yu., Nasedkina Y., Enikeev N. A., Valiev R. Z. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al-Mg-Si alloys // *Acta Materialia*. 2015. V. 98. P. 1359–6454. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.07.039
12. Chunming Su., Suarez D. L. In situ infrared speciation of adsorbed carbonate on aluminum and iron oxides // *Clays and Clay Minerals*. 1997. V. 45, Iss. 6. P. 814–825. DOI: 10.1346/CCMN.1997.0450605
13. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС. 2005. 376 с.
14. Ниезов Х. Х., Ганиев И. Н., Бердиев А. Э. Сплавы особоистого алюминия с редкоземельными металлами. Душанбе: ООО «Сармад компания», 2017. 146 с.
15. Бердиев А. Э., Ганиев И. Н., Ниезов Х. Х., Обидов Ф. У., Исмоилов Р. А. Влияние иттрия на анодное поведение сплава АК1М2 // *Изв. вузов. Материалы электрон. техники*, 2014. Т. 17, № 3. С. 224–227. DOI: 10.17073/1609-3577-2014-3-224-227
16. Ganiev I. N., Mulloeva N. M., Nizomov Z., Obidov F. U., Ibragimov N. F. Temperature dependence of the specific heat and thermodynamic functions of alloys of the Pb-Ca system // *High Temperature*. 2014. V. 52, Iss. 1. P. 138–140. DOI: 10.1134/S0018151X1401009X
17. Ганиев И. Н., Муллоева Н. М., Низомов З. А., Махмадуллоев Х. А. Теплофизические свойства и термодинамические функции сплавов системы Pb-Sr // *Известия Самарского научно центра Российской Академии наук*. 2014. Т. 6, № 6. С. 38–42. URL: http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2014/2014_6_38_42.pdf
18. Иброхимов Н. Ф., Ганиев И. Н., Низомов З., Ганиева Н. И., Иброхимов С. Ж. Влияние церия на теплофизические свойства сплава AMg2 // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117, № 1. С. 53–58. DOI: 10.7868/S001532301601006X

19. Ганиев И. Н., Якубов У. Ш., Сангов М. М., Сафаров А. Г. Влияния кальция на температурную зависимость удельной теплоемкости и изменение термодинамических функции алюминиевого сплава АЖ5К10 // Вестник технологического университета. 2018. Т. 21, № 8. С. 11—15. URL: https://elibrary.ru/download/elibrary_36351298_59688088.pdf

20. Иброхимов С. Ж., Эшов Б. Б., Ганиев И. Н., Иброхимов Н. Ф. Влияние скандия на физико-химические свойства сплава АМг4 // Известия Самарского научного центра Российской Академии наук. 2014. Т. 16, № 4. С. 256—260. URL: http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2014/2014_4_256_260.pdf

21. Низомов З., Гулов Б. Н., Ганиев И. Н., Саидов Р. Х., Обидов Ф. У., Эшов Б. Б. Исследование температурной зависимости

удельной теплоемкости алюминия марок ОСЧ и А7 // Доклады АН Республики Таджикистан, 2011. Т. 54, № 1. С. 53—59. URL: https://elibrary.ru/download/elibrary_15628505_96860330.pdf

22. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. М.: Металлургия, 1984. 384 с.

23. Мальцев М. В. Модификаторы структуры металлов и сплавов. М.: Металлургия. 1964. 238 с.

24. Ганиев И. Н., Вахобов А. В. Стронций-эффективный модификатор силуминов // Литейное производство. 2000. № 5. С. 28—29.

25. Каргаполова Т. Б., Ганиев И. Н., Махмадуллоев Х. А., Хакдодов М. М. Барий новый модификатор силуминов // Литейное производство. 2001. № 10. С. 9—10.

Статья поступила в редакцию 10 октября 2017 г.

Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering. 2018, vol. 21, no. 1, pp. 35—42.
DOI: 10.17073/1609-3577-2018-1-35-42

Temperature dependence of the specific heat and thermodynamic functions AK1M2 alloy, doped strontium

I. N. Ganiev^{1,§}, S. E. Otajonov², N. F. Ibrohimov³, M. Mahmudov²

¹ V. I. Nikitin Institute of Chemistry, Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan,
299/2 Aini Str., Dushanbe 734063, Tajikistan

² Khujand State University name after B. Ghafurov,
1 Mavlonbekov Passage, Khujand 735700, Tajikistan

³ Tajik Technical University named after academic M. S. Osimi,
10 ac. Rajabovho Str., Dushanbe 734042, Tajikistan

Abstract. In the heat «cooling» investigated the temperature dependence of the specific heat capacity and thermodynamic functions doped strontium alloy AK1M2 in the range 298,15—900 K. Mathematical models are obtained that describe the change in these properties of alloys in the temperature range 298.15—900 K, as well as on the concentration of the doping component. It was found that with increasing temperature, specific heat capacity, enthalpy and entropy alloys increase, and the concentration up to 0.5 wt.% of the alloying element decreases. Gibbs energy values have an inverse relationship, i.e., temperature — decreases the content of alloying component — is up to 0.5 wt.% growing.

Keywords: AK1M2 alloy, strontium, specific heat capacity, enthalpy, entropy, Gibbs energy

References

1. Menan F., Hénaff G. Synergistic action of fatigue and corrosion during crack growth in the 2024 aluminium alloy. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, no. 1, pp. 1441—1450. DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.156.

2. Beleskiy V. M., Krivov G. A. *Alyuminievye splavy (Sostav, svoystva, tekhnologiya, primeneniye)* [Aluminum alloys (Composition, properties, technology, application)]. Kiev: KOMITEKh, 2005, 365 p. (In Russ.)

3. Chlistovsky R. M., Heffernan P. J., DuQuesnay, D. L. Corrosion-fatigue behaviour of 7075-T651 aluminum alloy subjected to periodic overloads. *Internat. J. Fatigue*, 2007, vol. 29, nos. 9—11, pp. 1941—1949. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.010

4. Luts A. R., Suslina A. A. *Alyuminii i ego splavy* [Aluminum and its alloys]. Samara: Samarskii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet, 2013, 81 p. (In Russ.)

5. Jones K., Hoepfner D. W. Prior corrosion and fatigue of 2024-T3 aluminum alloy. *Corros. Sci.*, 2006, vol. 48, no. 10, pp. 3109—3122. DOI: 10.1016/j.corsci.2005.11.008

Information about authors:

Izatullo N. Ganiev^{1,§}: Dr. Sci. (Chem.), Professor, Academic (Academy Science of the Republic of Tajikistan), Head of Laboratory (ganiev48@mail.ru); **Suhrob E. Otajonov**²: Doctoral Student PhD Department of General Physics and Solid Bodies (suhrob_22.10.91@mail.ru); **Nasim F. Ibrohimov**³: Researcher (nasimqon@mail.ru); **M. Mahmudov**²: Associate Professor, Department of Electronics

§ Corresponding author

6. Spencer K., Corbin S. F., Lloyd D. J. The influence of iron content on the plane strain fracture behaviour of AA 5754 Al-Mg sheet alloys. *Mater. Sci. Eng.: A*, 2002, vol. 325, nos. 1—2, pp. 394—404. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01481-2

7. Kechin V., Kireev A. Influences of gas content on corrosion and electrochemical characteristics of aluminium alloys. *22nd Internat. Conf. on Metallurgy and Materials*. Brno (Czech Republic), 2013.

8. Min-Kyong Chung, Yoon-Seok Choi, Jung-Gu Kim, Young-Man Kim, Jae-Chul Lee. Effect of the number of ECAP pass time on the electrochemical properties of 1050 Al alloys. *Mater. Sci. Eng.: A*, 2004, vol. 366, no. 2, pp. 282—291. DOI: 10.1016/j.msea.2003.08.056

9. Dan Song, Ai-bin Ma, Jing-hua Jiang, Pin-hua Lin, Dong-hui Yang. Corrosion behavior of ultra-fine grained industrial pure Al fabricated by ECAP. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2009, vol. 19, no. 5, pp. 1065—1070. DOI: 10.1016/S1003-6326(08)60407-0

10. Murashkin M. Yu., Sabirov I., Kazykhanov V. U., Bobruk E. V., Dubravina A. A., Valiev R. Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultra-fine grained Al alloy processed via ECAP-PC. *J. Mater. Sci.*, 2013, vol. 48, no. 13, pp. 4501—4509. DOI: 10.1007/s10853-013-7279-8

11. Sauvage X., Bobruk E. V., Murashkin M. Yu., Nasedkina Y., Enikeev N. A., Valiev R. Z. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al-Mg-Si alloys. *Acta Mater.*, 2015, vol. 98, pp. 1359—6454. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.07.039

12. Chunming Su., Suarez D. L. In situ infrared speciation of adsorbed carbonate on aluminum and iron oxides. *Clays and Clay Minerals*, 1997, vol. 45, no. 6, pp. 814—825. DOI: 10.1346/CC-MN.1997.0450605

13. Zolotarevskii V. S., Belov N. A. *Metallovedenie liteinykh alyuminiyevykh splavov* [Metallurgy of cast aluminum alloys]. Moscow: MISiS, 2005, 376 p. (In Russ.)
14. Niezov Kh. Kh., Ganiev I. N., Berdiev A. E. *Splavy osobochistogo alyuminiya s redkozemel'nyimi metallami* [Alloys high purity aluminium with rare-earth metals]. Dushanbe: Sarmad kompaniya, 2017, 146 p. (In Russ.)
15. Berdiev A. E., Ganiev I. N., Niyozov H. H., Obidov F. U., Ismoilov R. A. Influence of yttrium on the anodic behavior of the alloy AK1M2 *Izvestiya vuzov. Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering*, 2014, vol. 17, no. 3, pp. 224–227. (In Russ.). DOI: 10.17073/1609-3577-2014-3-224-227
16. Ganiev I. N., Mulloeva N. M., Nizomov Z., Obidov F. U., Ibragimov N. F. Temperature dependence of the specific heat and thermodynamic functions of alloys of the Pb–Ca system. *High Temperature*, 2014, vol. 52, no. 1, pp. 138–140. DOI: 10.1134/S0018151X1401009X
17. Ganiev I. N., Mulloeva N. M., Nizomov Z. A., Makhmadulloev H. A. Heatphyscal properties and thermodynamic functions alloys of Pb–Sr system. *Izvestiya Samarskogo nauchno tsentra Rossiiskoi Akademii nauk = Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2014, vol. 6, no. 6, pp. 38–42. (In Russ.). URL: http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2014/2014_6_38_42.pdf
18. Ibrokhimov N. F., Ganieva N. I., Ibrokhimov S. Z., Ganiev I. N., Nizomov Z. Effect of cerium on the thermophysical properties of AMg2 alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 1, pp. 49–53. DOI: 10.1134/S0031918X16010063
19. Ganiev I. N., Yakubov U. Sh., Sangov M. M., Safarov A. G. Calcium influence upon the temperature dependence of specific heat capacity and on changes in the thermodynamic functions of aluminum alloy AlFe5Si10. *Vestnik tekhnologicheskogo universiteta = Bulletin of the Technological University*, 2018, vol. 21, no. 8, pp. 11–15. (In Russ.). URL: https://elibrary.ru/download/elibrary_36351298_59688088.pdf
20. Ibrohimov S. Zh., Eshov B. B., Ganiev I. N., Ibrohimov N. F. Influence scandium on the physicochemical properties of the alloy AMg4. *Izvestiya Samarskogo nauchno tsentra Rossiiskoi Akademii nauk = Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2014, vol. 16, no. 4, pp. 256–260. (In Russ.). URL: http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2014/2014_4_256_260.pdf
21. Nizomov Z., Gulov B., Ganiev I. N., Saidov R. H., Obidov F. U., Eshov B. B. Research of temperature dependence special heat capacity of aluminium special cleanliness and A7. *Doklady AN Respubliki Tadjikistan = Reports of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan*, 2011, vol. 54, no. 1, p. 53–59. (In Russ.). URL: https://elibrary.ru/download/elibrary_15628505_96860330.pdf
22. Zinovov V. E. *Teplofizicheskie svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh* [Thermophysical properties of metals at high temperatures]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 384 p. (In Russ.)
23. Maltsev M. V. *Modifikatory struktury metallov i splavov* [Modifiers of the structure of metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1964, 238 p. (In Russ.)
24. Vahobov A. V., Ganiev I. N. Strontium — the effective modifier of silumin. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2000, no. 5, pp. 28–29. (In Russ.)
25. Kargapolova T. B., Makhmadulloev H. A., Ganiev I. N., Khakhdodov M. M. Barium: a new inoculant for silumins. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2001, no. 10, pp. 6–9. (In Russ.)

Received October 10, 2017

* * *