

УДК 621.762; 620.22

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2015-3-4-10

## Структура и свойства спеченных сплавов системы алюминий–хром

© 2015 г. П.П. Тарасов, А.С. Сыромятникова

Северо-Восточный федеральный университет (СВФУ) им. М.К. Аммосова, г. Якутск

Статья поступила в редакцию 02.07.14 г., подписана в печать 18.12.14 г.

**Тарасов П.П.** – канд. техн. наук, доцент кафедры физики твердого тела СВФУ (677000, г. Якутск, ул. Кулаковского, 48). E-mail: tarasov-p@mail.ru.

**Сыромятникова А.С.** – канд. физ.-мат. наук, проф., доцент той же кафедры. E-mail: a.s.syromyatnikova@mail.ru.

Приведены результаты исследования влияния режима спекания, морфологии и химического состава порошков алюминия (марок АСД-1 и ПА-1), а также содержания легирующей добавки (Cr) на закономерности процесса спекания, структуру и физико-механические свойства порошковых тел системы Al–Cr с концентрацией хрома 2,5–20 ат.% при жидкофазном спекании при температурах 700–900 °С. Подобран режим спекания, обеспечивающий получение порошковых тел с сохранением исходной формы. Установлено, что применение порошка алюминия марки АСД-1 позволяет получать более плотные брикеты практически во всем исследованном диапазоне температур спекания и обеспечивает лучшую спекаемость прессовок, что объясняется его более чистым химическим составом, дисперсностью и сферической формой зерен. Сплавы состава Al–(2,5÷7,5) ат.% Cr, спеченные при температуре 700 °С, показали наилучшие физико-механические характеристики из всех исследованных образцов.

**Ключевые слова:** алюминий, хром, жидкофазное спекание, легирующая добавка.

**Для цитирования:** Тарасов П.П., Сыромятникова А.С. Структура и свойства спеченных сплавов системы алюминий–хром // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2015. No. 3. С. 4–10. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2015-3-4-10.

Tarasov P.P., Syromyatnikova A.S.

### **Structure and Properties of Sintered Alloys of the Aluminum–Chromium System**

The results of the investigation into the influence of the sintering mode, morphology, and chemical composition of aluminum powders (ASD-1 and PA-1 brands) as well as the content of alloying additive (Cr) on regularities of sintering, structure, and physico-mechanical properties of powder bodies of the Al–Cr system with the chromium content of 2,5–20 at.% during liquid-phase sintering at temperatures of 700–900 °C are presented. The sintering mode providing the fabrication of powder bodies with the conservation of the initial form is established. It is found that the application of ASD-1 aluminum powder makes it possible to fabricate more dense briquettes almost overall the studied range of sintering temperatures and provides the better sinterability of compacts, which is explained by its higher chemical purity, dispersity, and spherical shape of grains. Alloy of the composition Al–(2,5÷7,5) at.% Cr sintered at 700°C showed the best physico-mechanical characteristics among all studied samples.

**Keywords:** aluminum, chromium, liquid-phase sintering, alloying additive.

**Citation:** Tarasov P.P., Syromyatnikova A.S. Структура и свойства спеченных сплавов системы алюминий–хром. Изв. Вуз. Порошк. Металл. Функц. Покрыт. 2015. No. 3. P. 4–10. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2015-3-4-10.

## Введение

Исследование закономерностей спекания систем на основе алюминия приобретает большое практическое значение в связи с развитием порошковой металлургии сплавов на его основе [1]. Известно, что введение твердых тугоплавких частиц второй фазы в пластичный алюминий повышает его прочность, твердость, жаропрочность и износостойкость при одновременном снижении коэффициентов трения и термического расширения [2]. Использование алюминидов — интер-

металлидных соединений алюминия с переходными металлами в качестве упрочняющей фазы — является перспективным способом создания нового поколения функциональных материалов на основе алюминия [3].

Широкое распространение при изготовлении порошковых алюминиевых сплавов получил метод «активированного» спекания, заключающийся в введении в шихту элементов, способствующих уплотнению заготовок при спекании благодаря

появлению в них жидкой фазы, образующейся в результате контактного плавления [4]. Активированное спекание, при котором появление жидкой фазы должно способствовать процессу усадки, в некоторых случаях приводит к противоположному результату — повышению остаточной пористости спеченных тел [5].

В связи с этим особую актуальность приобретает изучение процессов, происходящих при жидкофазном спекании, их вклад в объемные изменения порошковых тел с взаимодействующими компонентами. Исследование процессов спекания алюминия с добавками порошков переходных металлов представляется научной проблемой, тесно связанной с практической задачей создания нового поколения композитов на основе алюминия [6].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния режима термообработки, морфологии и химического состава порошка алюминия и содержания добавки переходного металла (Cr) на структуру и свойства спеченных сплавов системы алюминий—хром.

## Методика эксперимента

В работе использовались стандартные порошки алюминия марок АСД-1 (ТУ 48-5-226-87) и ПА-4 (ГОСТ 6058-73), а также порошок хрома марки ПХ-1 (ТУ 14-5-298-99). Согласно результатам проведенных ранее исследований порошковых систем алюминий — переходной металл (Al—Ni, Al—Ti, Al—Fe, Al—Cu) наибольший научный и практический интерес представляет область концентраций металла-добавки до 20 ат.% [5, 7]. С учетом этого были исследованы сплавы с содержанием хрома от 2,5 до 20 ат.%.

Порошки смешивались в смесителе типа «пьяная бочка» в течение 2 ч. Предварительно их подвергали просушиванию в вакуумной сушилке СНВС по режиму: 1,5 ч при 150 °С в условиях форвакуума. Формование цилиндрических образцов диаметром и высотой по 10 мм производилось в стальной пресс-форме, начальная пористость составляла 20 %. Спекание осуществлялось в вакуумной печи СНВЭ при давлении  $0,1 \cdot 10^{-3}$  Па и температуре от 700 до 900 °С.

Плотность спрессованных образцов определя-

лась геометрическим способом. В случае потери или искажения правильной геометрической формы применялся метод гидростатического взвешивания.

Структурные и фрактографические исследования проводились на растровом электронном (XL-20, «Philips Optics») и оптическом металлографическом (МЕТАМ РВ-21) микроскопах. Рентгеноструктурный фазовый анализ порошковых тел осуществлялся на дифрактометре ДРОН-3М. Механические свойства определялись при испытаниях на прочность при сжатии (ГОСТ 2503-80) и при растяжении (ГОСТ 1497-73) на испытательных машинах «Instron-1185» и «Roell Amsler Rel 2071». Твердость по Роквеллу оценивалась согласно ГОСТ 24622-91 на приборе Leco Fr-3e.

## Результаты и их обсуждение

Большое влияние на объемные изменения порошковых тел оказывает режим спекания. Для исследуемой системы Al—Cr характерным является выделение большого количества тепла при образовании интерметаллидов. Тепловой взрыв при появлении жидкой фазы может вызвать резкие изменения объема прессовки и потерю формы брикета. Кроме того, для устранения влияния адсорбированных и находящихся в порах газов на процесс спекания требуется дегазация брикета.

Для предотвращения потери формы необходимы регулирование скорости нагрева и проведение твердофазного отжига при температуре ниже температуры появления жидкой фазы. При твердофазном отжиге на поверхности частиц хрома за счет диффузии атомов алюминия образуется тугоплавкий интерметаллидный слой. При даль-

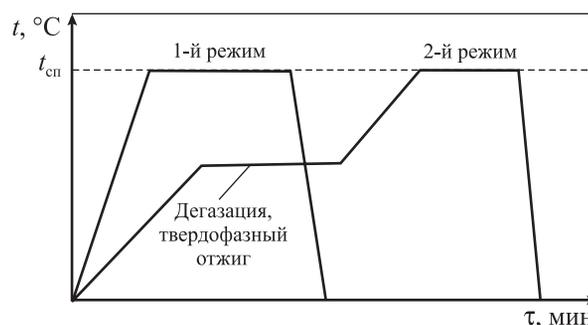


Рис. 1. Режимы спекания порошковых тел

нейшем спекании этот слой замедляет процесс сплавообразования и уменьшает скорость выделения теплоты в момент появления жидкой фазы. При достаточном количестве частиц тугоплавкой добавки в ходе твердофазного отжига образуется твердофазный скелет прессовки, обеспечивающий постоянство формы порошкового тела при жидкофазном спекании [8].

Спекание образцов на основе порошка алюминия марки АСД-1 проводили по двум режимам (рис. 1):

1) нагрев до температуры спекания ( $t_{\text{сп}}$ ) со скоростью 30 °С/мин;

2) дегазационный твердофазный отжиг при  $t = 500$  °С в течение 30 мин, после чего температура печи поднималась до  $t_{\text{сп}}$  со скоростью 15 °С/мин.

Установлено, что спекание по 2-му режиму при содержании хрома  $C_{\text{Cr}} > 7,5$  ат.% позволяет получать порошковые тела с сохранением исходной формы, тогда как при ведении процесса по 1-му режиму искажение формы прессовок происходит для образцов с концентрацией хрома уже менее 12,5 ат.%.

При  $t_{\text{сп}} = 700$  °С разница в изменении объема прессовок в зависимости от условий термообработки незначительна, что можно объяснить относительно низкой температурой спекания. При ее повышении до 800 °С применение 2-го режима спекания позволяет получать более плотные образцы с сохранением формы.

При первом режиме спекания образцы меньше усаживаются, и при содержании в них менее 12,5 ат.% Сг происходит искажение исходной формы. При  $t_{\text{сп}} = 900$  °С ускоренный нагрев приводит к искажению формы у образцов с добавкой менее 12,5 ат.% Сг. Применение 2-го режима позволяет получать брикеты с меньшей остаточной пористостью и сохранением формы для образцов с  $C_{\text{Cr}} > 10$  ат.% (рис. 2).

Для оценки влияния морфологии и химического состава порошка алюминия на процесс спекания были исследованы образцы из смесей на основе порошков марок АСД-1 и ПА-4, полученных методом распыления. Частицы порошка марки АСД-1 имеют сферическую форму, а ПА-4 — неправильную. Содержание примесей (Fe, Si, Cu) в образце АСД-1 не должно превышать 0,7 мас.%, а в ПА-4 — 0,9 мас. %. По грануломет-

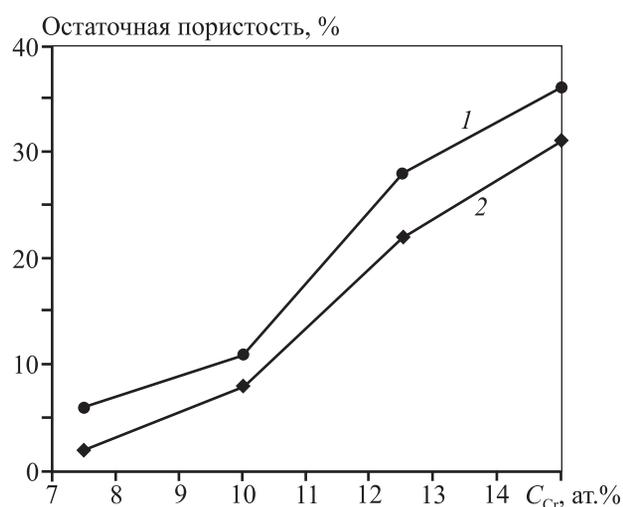


Рис. 2. Влияние режима спекания на остаточную пористость порошковых тел  
Цифры у кривых соответствуют 1-му и 2-му режимам спекания ( $t_{\text{сп}} = 900$  °С)

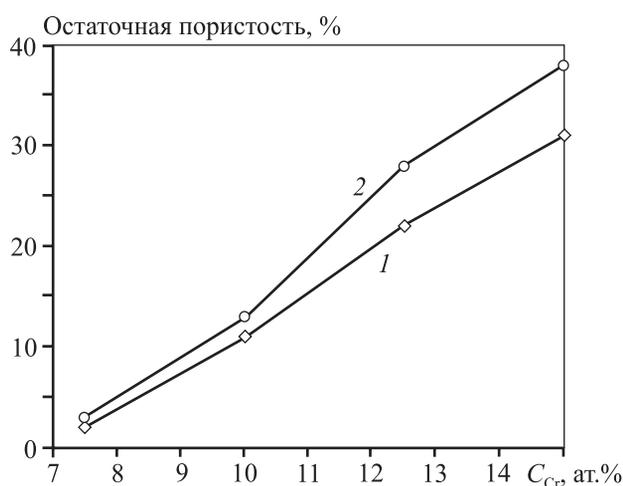
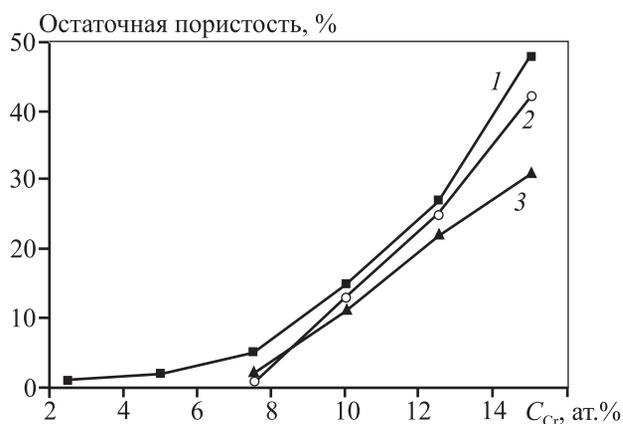


Рис. 3. Влияние морфологии и химического состава порошка на объемные изменения порошковых тел  $t_{\text{сп}} = 900$  °С; 1 – АСД-1; 2 – ПА-4

рическому составу они также отличаются: для порошка марки ПА-4 регламентируется содержание частиц размером от 100 до 140 мкм — 10 %, менее 100 мкм — остальное; в порошке АСД-1 по техническим условиям все частицы должны быть менее 50 мкм.

Исследование объемных изменений спеченных сплавов на основе указанных марок порошка алюминия показало, что применение марки АСД-1 позволяет получать более плотные брикеты практически во всем исследованном диапазоне температур спекания (рис. 3), что объясняется бо-



**Рис. 4.** Зависимость остаточной пористости сплавов системы Al-Cr от содержания Cr и температуры спекания 1 –  $t_{\text{сп}} = 700$  °C; 2 – 800 °C; 3 – 900 °C

более чистым химическим составом порошка, дисперсностью и сферической формой зерен.

Одним из основных факторов, влияющих на структуру и механические свойства порошковых материалов, является остаточная пористость спеченных сплавов. Сплавы Al–(2,5÷7,5)ат.%Cr при  $t_{\text{сп}} = 700$  °C понижают свою пористость, тогда как при содержании хрома в пределах 12,5–15,0 ат.% она заметно возрастает (рис. 4). Увеличение температуры спекания до 800 и 900 °C приводит к уменьшению остаточной пористости при сохранении характера кривой зависимости.

Результаты рентгенофазового анализа, приведенные в работе [7], свидетельствуют, что в спеченных Al-сплавах, содержащих 2,5–7,5 ат. % Cr, основной фазой является алюминий, а дополнительными — промежуточные соединения преимущественно с высоким содержанием Al ( $\theta$ - и  $\eta$ -фазы) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (см. таблицу). Предположительно эти интерметаллидные фазы формируются как в результате диффузии алюминия в частицы хрома, так и при кристаллизации расплава. Основу сплавов, легированных 12,5–20 ат.% Cr, составляют интерметаллиды различной стехиометрии. Их образование связано главным образом с процессами реакционной диффузии в твердую фазу [9]. Кроме того, эти материалы содержат остатки не прореагировавшего алюминия.

Изучение микроструктуры спеченных при 700 °C образцов показало, что повышение концентрации хрома приводит к увеличению остаточной

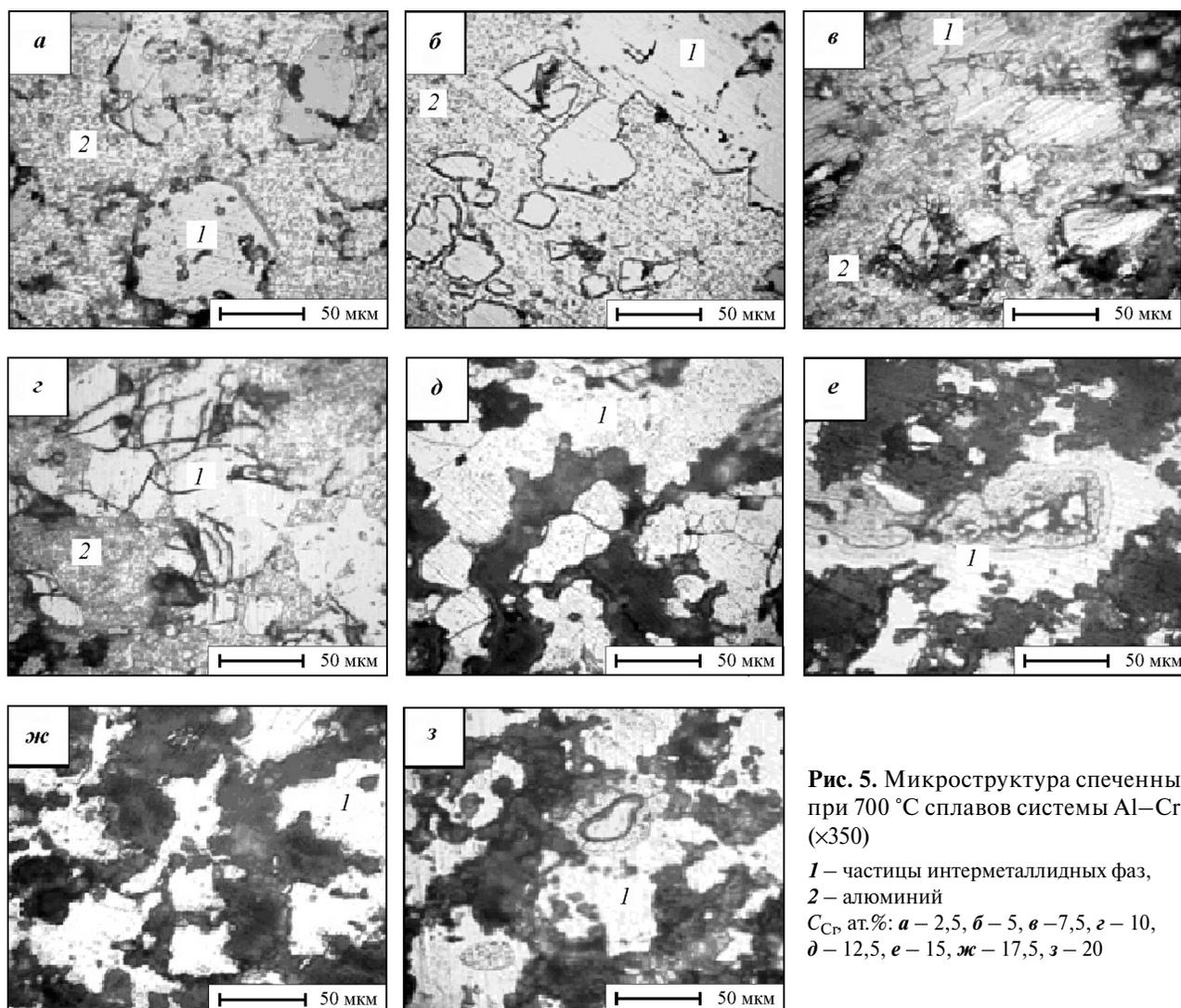
пористости и объемной доли интерметаллидной фазы (рис. 5). Структура сплава, содержащего 2,5 ат.% Cr, состоит из алюминиевой матрицы и интерметаллидной  $\theta$ -фазы, образовавшейся на месте частиц Cr (рис. 5, а). В образцах с 5 ат.% Cr наблюдается появление более мелких частиц интерметаллидной фазы, предположительно кристаллизовавшихся из жидкой фазы (рис. 5, б). При увеличении количества хрома до 7,5 ат.% основной фазой продолжает оставаться алюминий (рис. 5, в), происходит измельчение частиц интерметаллидной составляющей за счет формирования кроме  $\theta$ -фазы еще и  $\eta$ - и  $\gamma_4$ -фаз, обнаруженных при РФА [8].

Объемные содержания интерметаллидной фазы и алюминиевой матрицы становятся примерно равными при добавке в сплав 10 ат.% Cr (рис. 5, г). Дальнейшее увеличение концентрации Cr приводит к резкому росту остаточной пористости и исчезновению алюминиевой матрицы (см. рис. 5, д–з). Структура состоит из зерен интерметаллидных фаз различной стехиометрии, образовавшихся как диффузионным путем, так и при кристаллизации насыщенной жидкой фазы.

На рис. 6 представлены снимки поверхности разрушения Al–Cr-сплавов, спеченных при 700 °C. Разрушение интерметаллидных зерен происходит по внутри- и межзеренному хрупкому механизму. Поверхность разрушения характеризуется грубым строением, в структуре имеются

**Результаты рентгенофазового анализа сплавов Al–Cr, спеченных при 700 °C [7]**

C <sub>Cr</sub> ат.%	Основные фазы	Дополнительные фазы
2,5	Al	$\theta$ (CrAl <sub>7</sub> ), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
5,0	Al	$\theta$ (CrAl <sub>7</sub> ), $\eta$ (Cr <sub>2</sub> Al <sub>11</sub> ), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
7,5	Al	$\theta$ (CrAl <sub>7</sub> ), $\eta$ (Cr <sub>2</sub> Al <sub>11</sub> ), $\gamma_4$ (CrAl <sub>2</sub> ), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
10,0	$\theta$ (CrAl <sub>7</sub> ), Al	$\eta$ (Cr <sub>2</sub> Al <sub>11</sub> ), $\gamma_4$ (CrAl <sub>2</sub> ), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
12,5	$\theta$ (CrAl <sub>7</sub> )	$\eta$ (CrAl <sub>5</sub> ), $\gamma_4$ (CrAl <sub>2</sub> ), Al, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
15,0	$\eta$ (Cr <sub>2</sub> Al <sub>11</sub> )	$\epsilon$ (CrAl <sub>4</sub> ), $\gamma_4$ (CrAl <sub>2</sub> ), Al, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
17,5	$\epsilon$ (CrAl <sub>4</sub> )	$\gamma_4$ (CrAl <sub>2</sub> ), Al, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
20,0	$\gamma_4$ (CrAl <sub>2</sub> )	$\gamma_2$ (Cr <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> ), Al, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>



**Рис. 5.** Микроструктура спеченных при 700 °С сплавов системы Al–Cr ( $\times 350$ )

*1* – частицы интерметаллидных фаз,  
*2* – алюминий  
 $C_{Cr}$ , ат. %: *а* – 2,5, *б* – 5, *в* – 7,5, *г* – 10,  
*д* – 12,5, *е* – 15, *ж* – 17,5, *з* – 20

ся крупные поры, что сказывается на прочности. Сплав с концентрацией 7,5 ат.% Cr, основной фазой которого является алюминий, отличается малой пористостью (рис. 6, *а*). Разрушение Al-матрицы вязкое, зерна имеют следы значительной пластической деформации (рис. 6, *б*).

При повышении содержания хрома до 10 ат.% сплав состоит в основном из интерметаллидной  $\theta$ -фазы и алюминиевой матрицы. Разрушение интерметаллидных частиц происходит в основном по телу зерен (рис. 6, *д*). Алюминиевая составляющая разрушается по вязкому механизму (рис. 6, *е*).

Резкое снижение прочностных свойств у сплава с 12,5 ат.% Cr вызвано значительной величиной остаточной пористости (см. рис. 4), а также тем, что основной становится интерметаллидная

$\theta$ -фаза (см. таблицу) [10]. Разрушение носит выраженный хрупкий характер, следы пластической деформации зерен практически отсутствуют (рис. 6, *з*, *и*).

### Заключение

Спекание с предварительным твердофазным отжигом в некоторых случаях позволяет получать порошковые тела с сохранением исходной формы, тогда как при спекании без отжига происходит искажение формы прессовок.

Установлено, что применение порошка алюминия марки АСД-1 позволяет получать более плотные брикеты практически во всем диапазоне температур спекания.

Сплавы Al–(2,5÷7,5)ат.%Cr при  $t_{сп} = 700$  °С

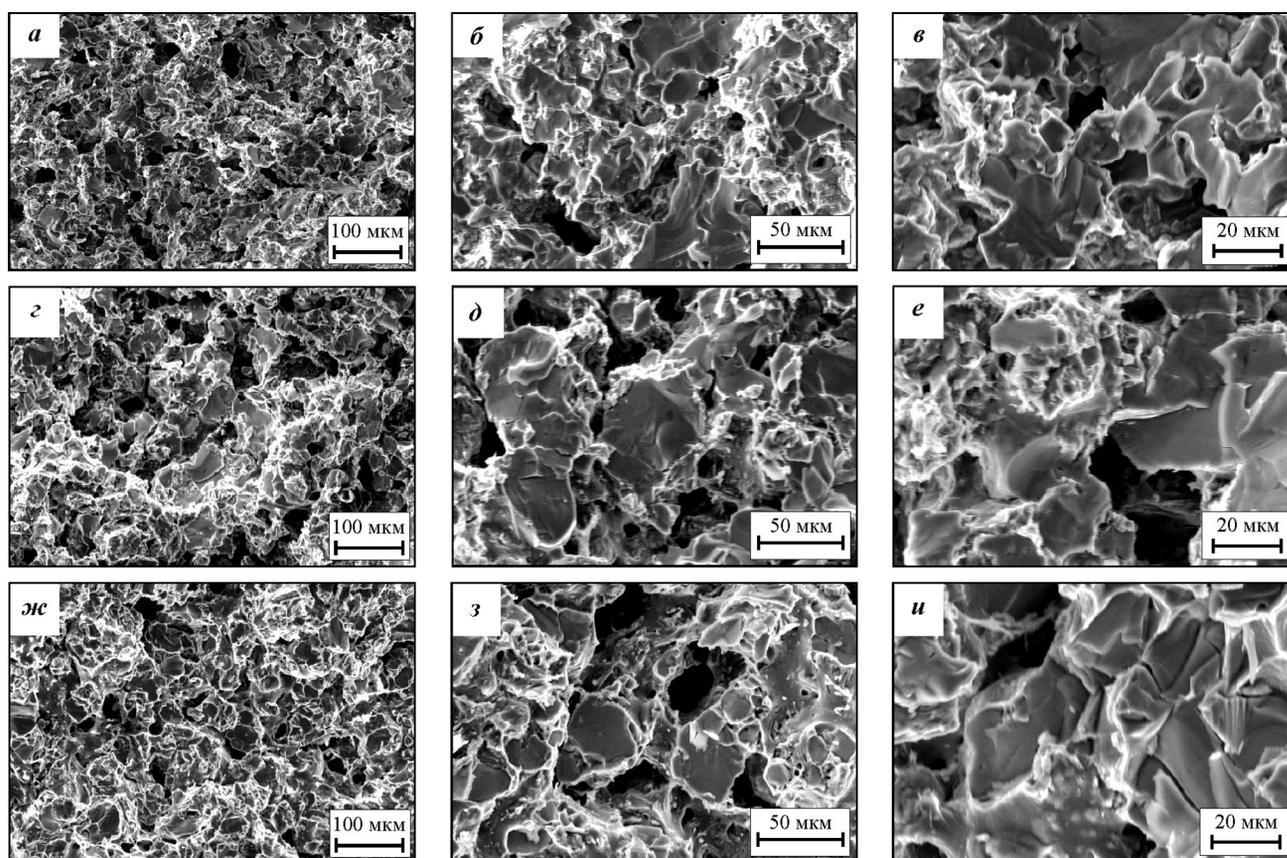


Рис. 6. Поверхности разрушения образцов алюминиевых сплавов

$C_{Cr}$ , ат.-%: а, б, в – 7,5; г, д, е – 10; ж, з, и – 12,5. Увеличение: а, г, ж – 200 $\times$ ; б, д, з – 500 $\times$ ; в, е, и – 1000 $\times$

понижают свою пористость, тогда как при повышенном содержании хрома (12,5–15,0 ат.%) она заметно возрастает. Увеличение температуры спекания до 800 и 900 °С приводит к уменьшению остаточной пористости при сохранении характера кривой зависимости.

Результаты рентгенофазового анализа и изучения микроструктуры свидетельствуют, что в спеченных материалах, содержащих 2,5–7,5 ат.-% Cr, основной фазой является алюминий. Основу сплавов, легированных 12,5–20,0 ат.-% Cr, составляют интерметаллиды различной стехиометрии. Повышение концентрации хрома приводит к увеличению остаточной пористости.

Фрактографические исследования показали, что разрушение интерметаллидных зерен происходит по хрупкому (внутризеренному и межзеренному) механизму, а разрушение алюминиевой составляющей — по вязкому. При содержании в сплаве 12,5 ат.-% Cr разрушение носит выраженный хрупкий характер, следов

пластической деформации зерен практически не наблюдалось.

## Литература

1. German R.M. Liquid phase sintering. N.Y.; London: Plenum Press, 1985.
2. Романов Г.Н., Тимофеев Н.С., Савицкий А.П. и др. // Тр. I Евраз. симп. по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата (г. Якутск, 23–27 июня 2002 г.). Якутск: ИФТПС СО РАН, 2002. С.112.
3. Kieback B., Brand K., Schatt W. // Proc. Powder Metallurgy World Congress (France, Paris, June 1994). Vol. II. P. 1473.
4. Petzow G., Kaysser W. A., Amtenbrink M. Sintering – theory and practice // Mater. Sci. Monographs. 1982. Vol. 14. P. 27.
5. Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1991.
6. Romanov G.N., Tarasov P.P., D'yachkovskiy P.K. et al. // Science of Sintering. 2006. Vol. 38. No. 1. P. 55.

7. Романов Г.Н., Тарасов П.П., Бочкарев Р.Н. и др. // Тр. Междунар. конф. «Новейшие технологии в порошковой металлургии и керамике» (г. Киев, июнь 2003 г.). Киев: Академперіодика, 2003. С. 176.
8. Романов Г.Н., Тарасов П.П., Дьячковский П.К., Савицкий А.П. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2005. No. 5. С. 60.
9. Романов Г.Н., Савицкий А.П., Тимофеев Н.С. и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы физики: Сб. науч. тр. ЯГУ. Якутск: ЯГУ, 2000. С. 69.
10. Тарасов П.П., Сыромятникова А.С., Иванова Е.В., Терентьев А.З. // Тр. VI Евраз. симп. по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата (Якутск, 24–29 июня 2013 г.). Якутск: ИФТПС СО РАН, 2013. С. 38.
3. Kieback B., Brand K., Schatt W. In: *Proc. Powder Metallurgy World Congress* (France, Paris, June 1994). Vol. II. P. 1473.
4. Petzow G., Kaysser W. A., Amtenbrink M. Sintering – theory and practice. *Mater. Sci. Monographs*. 1982. Vol. 14. P. 27.
5. Savitsky A.P. Zhidkofaznoe spekanie sistem s vzaimodeistvuuyushchimi komponentami [Liquid-phase sintering of systems with interacting components]. Novosibirsk: Nauka, 1991.
6. Romanov G.N., Tarasov P.P., D'yachkovskiy P.K. et al. *Science of Sintering*. 2006. Vol. 38. No. 1. P. 55.
7. Romanov G.N., Tarasov P.P., Bochkarev R.N. et al. In: *Trudy mezhdunarodnoi konferentsii «Noveishie tekhnologii v poroshkovoi metallurgii i keramike»* [Proc. Int. conf. «New technologies in powder metallurgy and ceramics» (Kiev, June 2003)]. Kiev: Akadempriodika, 2003. P. 176.
8. Romanov G.N., Tarasov P.P., D'yachkovskii P.K., Savitsky A.P. In: *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2005. No. 5. P. 60.
9. Romanov G.N., Savitsky A.P., Timofeev N.S. et al. In: *Fundamental'nye i prikladnye problemy fiziki* [Fundamental and applied problems of physics]. Yakutsk: Yakut State University, 2000. P. 69.
10. Tarasov P.P., Syromyatnikov A.S., Ivanova E.V., Terentyev A.Z. In: *Trudy VI Evraziiskogo simpoziuma po problemam prochnosti materialov i mashin dlya regionov kholodnogo klimata* [Proc. VI Eurasian Symposium on problems of strength of materials and machines for cold climate regions (Yakutsk, June 24–29. 2013)]. Yakutsk: Institute of Physical and Technical Problems of the North, 2013. P. 38.

## References

1. German R.M. Liquid phase sintering. N.Y.; London: Plenum Press, 1985.
2. Romanov G.N., Timofeev N.S., Savitsky A.P. et al. In: *Trudy I Evraziiskogo simpoziuma po problemam prochnosti materialov i mashin dlya regionov kholodnogo klimata* [Proc. I Eurasian Symposium on problems of strength of materials and machines for cold climate regions (Yakutsk, June 23–27. 2002)]. Yakutsk: Institute of Physical and Technical Problems of the North, 2002. P.112.
3. Kieback B., Brand K., Schatt W. In: *Proc. Powder Metallurgy World Congress* (France, Paris, June 1994). Vol. II. P. 1473.
4. Petzow G., Kaysser W. A., Amtenbrink M. Sintering – theory and practice. *Mater. Sci. Monographs*. 1982. Vol. 14. P. 27.
5. Savitsky A.P. Zhidkofaznoe spekanie sistem s vzaimodeistvuuyushchimi komponentami [Liquid-phase sintering of systems with interacting components]. Novosibirsk: Nauka, 1991.
6. Romanov G.N., Tarasov P.P., D'yachkovskiy P.K. et al. *Science of Sintering*. 2006. Vol. 38. No. 1. P. 55.
7. Romanov G.N., Tarasov P.P., Bochkarev R.N. et al. In: *Trudy mezhdunarodnoi konferentsii «Noveishie tekhnologii v poroshkovoi metallurgii i keramike»* [Proc. Int. conf. «New technologies in powder metallurgy and ceramics» (Kiev, June 2003)]. Kiev: Akadempriodika, 2003. P. 176.
8. Romanov G.N., Tarasov P.P., D'yachkovskii P.K., Savitsky A.P. In: *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2005. No. 5. P. 60.
9. Romanov G.N., Savitsky A.P., Timofeev N.S. et al. In: *Fundamental'nye i prikladnye problemy fiziki* [Fundamental and applied problems of physics]. Yakutsk: Yakut State University, 2000. P. 69.
10. Tarasov P.P., Syromyatnikov A.S., Ivanova E.V., Terentyev A.Z. In: *Trudy VI Evraziiskogo simpoziuma po problemam prochnosti materialov i mashin dlya regionov kholodnogo klimata* [Proc. VI Eurasian Symposium on problems of strength of materials and machines for cold climate regions (Yakutsk, June 24–29. 2013)]. Yakutsk: Institute of Physical and Technical Problems of the North, 2013. P. 38.