



The article introduces results of investigation of the production technology, structure, physic and mechanical properties of new mechanical doped heat-resistant alloys of special designation

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, Г. Ф. ЛОВШЕНКО,
Могилевский государственный технический университет

МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

УДК 620.22-419.002:621.791.037.2

Введение

Прогресс в таких современных отраслях народного хозяйства, как моторо-, приборо-, авиастроение, ядерная энергетика и других во многом определяется наличием жаропрочных алюминиевых материалов с особыми свойствами, например, антифрикционными, низким коэффициентом линейного расширения, низкой плотностью, большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов, низким электросопротивлением при высокой температуре. Однако существующие способы получения их, применяемые при реализации традиционных технологий, включающих литье, обработку давлением, порошковую металлургию, свои возможности исчерпали и прогресс может быть достигнут путем разработки и внедрения новых. В связи с этим значительный интерес представляет развивающийся в последнее время в области порошковой металлургии способ, основанный на реакционном механическом легировании [1]. В отличие от обычного механического легирования, при котором имеет место формирование гранулированной композиции с равномерным распределением диспергированных исходных компонентов, в этом случае в процессе обработки в энергонапряженной мельнице-механореакторе наряду с диспергированием происходит взаимодействие между исходными веществами (механохимический синтез), вызывающее образование новых фаз. При оптимальных условиях реализации процесса механически синтезированные фазы находятся в ультрадисперсном состоянии и при высоком значении модуля сдвига надежно стабилизируют высокоразвитую поверхность границ зерен и субзерен основы, что обеспечивает большой упрочняющий эффект, сохраняющийся практически до температуры плавления основы.

Целью настоящего исследования являлось создание с применением технологии реакционного механического легирования жаропрочных алюминиевых материалов с особыми физико-механическими свойствами.

Методика исследования, материалы и оборудование

Технологический процесс получения материалов включает в себя следующие стадии: проектирование состава исходной шихты, реакционное механическое легирование и получение гранулированной композиции, термическую обработку композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием. Исходное сырье — порошок алюминия ПА4 в состоянии поставки, содержащий примерно 1,1% H_2O , и порошки технически чистых элементов и соединений (Si, C, Mg, B, La, CuO, Co_3O_4 , Ni_2O_3 , MoO_3 , MnO_2 , Fe_2O_3 , LiOH) с размером частиц $<0,15$ мм. В качестве поверхностно-активного вещества использовали стеариновую кислоту $C_{17}H_{35}COOH$ в количестве 0,7%. Механическое легирование осуществляли в лабораторном четырехкамерном механореакторе на базе вибромельницы гирационного типа. Помольные камеры имели объем 5 $дм^3$ каждая. В зависимости от состава шихты продолжительность обработки составляла 5–10 ч. Размалывающими телами служили стальные шары диаметром 11, 15 мм. Амплитуда помольных камер равнялась 4–5 мм, круговая частота — 20–25 $с^{-1}$. Заполнение помольных камер шарами составляло 70%. Соотношение объемов шаров и порошковой шихты 8:1. Энергонапряженность режима обработки — 0,1–0,2 Дж/г. Продуктом механического легирования являлись гранулированные композиции шаровидной или осколочной формы с размером частиц 0,3–0,9 мм. Полуфабрикаты получали горячей экструзией брикетов плотностью 80%, предварительно подержанных вакуумной дегазации при 450°C в течение 4 ч, при 450°C с коэффициентом вытяжки 10. Исследования структуры, фазового состава, распределения элементов и физико-механических свойств проводили стандартными методами.

Результаты исследования и их обсуждение

В процессе обработки шихты в механореакторе и на последующих технологических стадиях переработки механически легированной гранулирован-

ной композиции в полуфабрикаты происходили механически и термически активируемые структурные и фазовые превращения, вызывающие формирование основы материала с микрокристаллическим типом структуры, характеризующимся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных дисперсными включениями, синтезирующихся в процессе реализации технологии, упрочняющих фаз. Независимо от исходного состава шихты продуктом механического легирования является дисперсно-упрочненная гранулированная композиция с размером зерен основы <100 нм, состоящих из блоков размером <30 нм. После термической обработки холодно-прессованных брикетов и получения полуфабрикатов горячей экструзией размер зерен основы не превышает 1 мкм и во всех случаях присутствуют глобулярные включения карбида Al_4C_3 и оксидов $\alpha-Al_2O_3$, $\gamma'-Al_2O_3$, $\chi-Al_2O_3$ величиной менее 10 нм, являющиеся продуктом взаимодействия между основой, с одной стороны, и поверхностно-активным веществом или оксидами, включая адсорбированную воду, с другой. Размер синтезированных алюминидов не превышает 0,2 мкм. Фазовый состав конечного продукта близок к равновесному.

Материалы с низким коэффициентом линейного расширения нашли широкое применение в специальном приборостроении, двигателестроении и других отраслях промышленности. Наиболее известными являются спеченные алюминиевые материалы типа САС, содержащие 25–30 % Si и дополнительно легированные Ni, Fe или Cr в количестве 3–7 % [2]. Они используются в основном для деталей, работающих при температурах до 200°C.

Применение технологии, основанной на механическом легировании, позволяет существенно повысить прочность спеченных силуминов с высоким содержанием кремния (табл. 1).

Зависимость предела прочности материалов от температуры испытаний в интервале 20–400°C подчиняется линейному закону. Увеличение прочности по сравнению с материалами САС в 1,4–1,5 раза вызвано измельчением кремния и стабилизацией структуры ультрадисперсными включениями

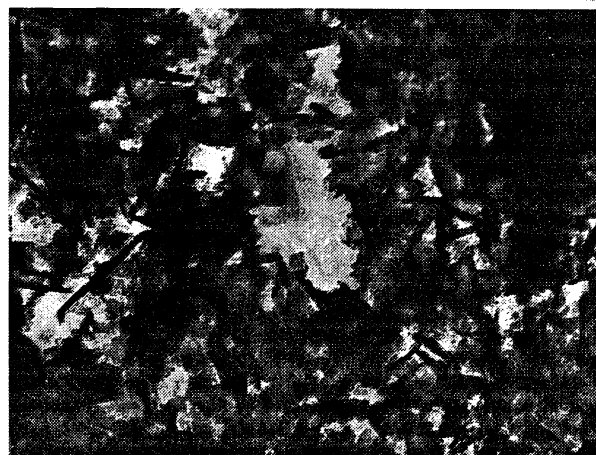


Рис. 1. Микроструктура материала, полученного из композиции Al–Si (30%). ПЭМ. $\times 40\,000$

термодинамически стабильных фаз — Al_2O_3 и Al_4C_3 . Кристаллы кремния игольчатой формы имеют толщину менее 10 нм и длину не более 150 нм (рис. 1). Размер глобулярных включений Al_2O_3 и Al_4C_3 не превышает 5 нм. Как следует из результатов, представленных в табл. 1, легирование двойных силуминов углеродом или оксидами, имеющими более высокое значение энергии Гиббса образования, чем Al_2O_3 , приводит к дополнительному упрочнению, обусловленному образованием оксидов и интерметаллидов алюминия, протекающем в результате взаимодействия между алюминием и элементами, входящими в состав легирующего оксида. Так, например, при легировании оксидом Ni_2O_3 дополнительными упрочняющими фазами являются Al_2O_3 и Al_3Ni . Эффективно также введение углерода, количество которого не должно быть более 1%. Дополнительное упрочнение в этом случае происходит в результате образования ультрадисперсных частиц SiC и Al_4C_3 . Таким образом, технология механического легирования обеспечивает получение жаропрочных высококремистых силуминов, температура эксплуатации которых может достигать 300°C.

Материалы низкой плотности. Основой их является система "алюминий–магний". Известно [2, 3], что литые материалы алюминия с магнием характеризуются повышенными значениями прочности, пластичности и коррозионной стойкости, а

Таблица 1. Состав и физико-механические свойства силуминов, полученные с применением механического легирования

Состав исходной композиции	Фазовый состав материала	Плотность, $г \cdot см^{-3}$	Коэффициент линейного расширения, $\times 10^{-6} \cdot ^\circ C^{-1}$	Предел прочности при растяжении, МПа, при температуре испытаний			
				20°C	200°C	300°C	400°C
30%Si, ост. Al	Al, Si, Al_2O_3 , Al_4C_3	2,59	16,1	380	265	190	130
30%Si, 1%C, ост. Al	Al, Si, SiC, Al_2O_3 , Al_4C_3	2,58	15,9	420	285	220	155
30% Si, 5%Ni ₂ O ₃ , ост. Al	Al, Si, Al_3Ni , Al_2O_3 , Al_4C_3	2,67	15,6	410	275	215	145

Таблица 2. Влияние содержания магния на свойства металла

Содержание Mg, %	Плотность материала, г·см ⁻³	Механические свойства при температуре			
		20°C		350°C	
		предел прочности (σ_B), МПа	относительное удлинение (δ), %	предел прочности (σ_B), МПа	относительное удлинение (δ), %
—	2,71	310	13	92	11
2,0	2,68	440	8	117	7
2,5	2,67	460	6	114	8
5,0	2,62	580	5	98	10
7,0	2,60	660	3	82	18

также пониженной плотностью, но имеют низкую жаропрочность.

Применение технологии, основанной на механическом легировании, позволяет получать высокопрочные материалы, системы Al—Mg (табл. 2). При этом существенно повышается и жаропрочность материалов. Увеличение содержания Mg от 2 до 7 % приводит к возрастанию предела прочности при 20°C от 310 до 660 МПа. Высокая прочность механически легированных материалов системы Al—Mg определяется их структурой и фазовым составом. Основа — твердый раствор магния в алюминии с концентрацией, близкой к равновесной, — имеет микрокристаллическое строение с размером зерен 0,3—0,5 мкм, состоящих из блоков величиной не более 50 нм, упрочнена дисперсными алюминидом Al_3Mg_2 и AlMg, оксидами MgO и Al_2O_3 и карбидом Al_4C_3 (рис. 2). Анализ данных, приведенных в таблице, показывает, что при температурах выше 0,6 $T_{пл}$ зависимость прочности от содержания магния описывается кривой с максимумом. Увеличение концентрации этого элемента до 2 % приводит к повышению жаропрочности, в дальнейшем отмечается ее снижение. Эта зависимость объясняется влиянием магния на прочность межатомных связей [4]. Повышение содержания его в твердом растворе, обусловленное растворением алюминидов магния при нагреве, при достижении определенного значения приводит к снижению прочности межатомных связей. При температурах выше 0,6 $T_{пл}$ основы последний фактор начинает превалировать над факторами, вызывающими упрочнение, при концентрации магния более 5 %. Однако во всех случаях проч-

ность механически легированных материалов выше, чем литых.

Разработанные материалы стойки против отжига и сохраняют микрокристаллическое строение с высокоразвитой границей зерен и субзерен и исходную прочность после длительной выдержки при температурах не ниже 500°C.

Снижение плотности материалов "алюминий—магний" достигается дополнительным легированием литием. Наиболее известным в системе Al—Li—Mg является термически упрочняемый сплав 01420 и его аналоги [2]. Однако введение лития приводит к резкому снижению коррозионной стойкости. Эти сплавы имеют низкую жаропрочность. К недостаткам относится также сложность получения, обусловленная высокой окисляемостью при плавке и литье, что требует применения специальных технологических приемов и оборудования. Это



Рис. 2. Микроструктура материала, полученного из композиции Al—Mg (5%). ПЭМ. х 60 000

Таблица 3. Влияние исходного состава на физико-механические свойства материалов, легированных магнием и литием

Содержание		Плотность материала, г·см ⁻³	Механические свойства при температуре			
Li, %	Mg, %		20°С		350°С	
			предел прочности (σ _В), МПа	относительное удлинение (δ), %	предел прочности (σ _В), МПа	относительное удлинение (δ), %
—	2,5	2,67	460	6	114	8
—	—	2,71	310	13	92	11
2,0	—	2,54	430	6	112	6
1,0	2,5	2,59	480	7	107	7
2,0	2,5	2,51	540	6	101	8
2,5	2,5	2,42	560	4	96	6
2,5	5,0	2,37	590	3	89	8

Таблица 4. Влияние исходного состава порошковой композиции Al—Mg—LiOH на механические свойства материалов

Содержание легирующей добавки, %		Механические свойства материалов при температуре					
		20°C			400°C		500°C
		твердость, МПа	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	предел прочности, МПа
LiOH	Mg						относительное удлинение, %
1,0	2,5	1300	480	10	98	11	53
2,5	2,5	1450	550	7	116	7	57
5,0	2,5	1650	630	3	137	4	86
2,5	5,0	1850	640	2	113	8	62
							10

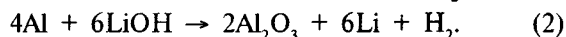
Таблица 5. Влияние продолжительности обработки в механореакторе композиции, легированной 2,5 % LiOH и 5 % Mg, на содержание Mg в твердом растворе

Продолжительность обработки в механореакторе, ч	Период решетки твердого раствора, нм	Изменение периода решетки, нм	Содержание магния в твердом растворе, %
0	0,40494	0,00000	0,0
2	0,40503	0,00009	0,2
4	0,40545	0,00051	1,1
8	0,40624	0,00130	2,8
16	0,40640	0,00148	3,2

определяет и высокую стоимость материалов. Длительной, сложной и дорогостоящей является и технология получения спеченных материалов [5].

При создании механически легированных жаропрочных сплавов на основе системы Al—Li—Mg литий вводился в виде частиц осколочной или чешуйчатой формы с размером до 5 мм. Кроме того, исследована возможность использования в качестве поставщика лития гидроксида лития. В этом случае применялся стандартный порошок марки "ХЧ". Предельное содержание лития составляет 3 %. Дальнейшее повышение концентрации этого компонента не оказывает положительного влияния на комплекс механических свойств, приводит к резкому снижению коррозионной стойкости материала и усложнению технологического процесса его получения. Как следует из данных, представленных в табл. 3, оптимальное содержание лития в материале составляет 2,0–2,5 %, магния — 2,5–5,0 %.

Технологический процесс упрощается, а прочность материалов как при низкой, так и при высокой температурах повышается в случае использования в качестве поставщика лития гидроксида LiOH (табл. 4) [6, 7]. В этом случае имеет место комплексное легирование алюминия литием и кислородом. Отметим, что 1% LiOH содержит 0,29% Li. Проведенный термодинамический анализ показывает возможность взаимодействия магния и алюминия с LiOH по реакциям:



Причем первая реакция термодинамически вероятнее второй. Однако кинетически выгоднее протекание реакции (2). Основные исследования по формированию фазового состава проведены на

композиции, легированной 2,5 % LiOH и 5 % Mg. В данном случае при взаимодействии по реакции (1), исходя из условий стехиометрии, должно образовываться 4,20 % MgO, который связывает 2,53 % Mg. На стадии механического легирования преобладает растворение магния в алюминии (табл. 5).

После обработки в механореакторе в течение 16 ч содержание магния в твердом растворе композиций с LiOH (табл. 5) и без него составляет 3,2 и 3,6% соответственно. Это позволяет предположить протекание межахимически активируемой реакции (1), в которой участвует 0,4% Mg, что, исходя из условия стехиометрии, должно привести к образованию примерно 0,7% MgO. После отжига гранулированных композиций и в полуфабрикатах, полученных из них, выявлены фазы MgO, Al₂O₃, Al₄C₃ и Al₃Mg₂. Концентрация магния в термически стабильных соединениях, нерастворяющихся в алюминии при нагреве под закалку, в данном случае достигает 2,3%, что указывает на протекание термически активируемых превращений, наиболее вероятным из которых является взаимодействие по реакции (1). При этом количество образовавшегося MgO может достигать 3,8%. Значительная часть лития растворена в алюминии. Фаза AlLi обнаружена в полуфабрикатах, содержащих не менее 2% Li. По структуре материалы на основе системы Al—Mg—Li подобны ранее рассмотренным материалам на основе системы Al—Mg. Дополнительное образование ультрадисперсных частиц MgO в случае легирования LiOH приводит к упрочнению материалов, которое особенно заметно при высоких температурах. Это позволяет увеличить температуру эксплуатации материалов минимум на 100°C. По прочности при температурах выше 300°C разработанные материалы превосходят известные.

Таблица 6. Влияние содержания свинца на физико-механические свойства алюминиевых материалов

Содержание Pb, %	Механические свойства при температуре				
	20°C				350°C
	твёрдость, МПа	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	относительная износостойкость	предел прочности, МПа
5	760	300	11	1,2	87
10	670	290	11	1,4	81
15	640	260	13	1,8	74

Таблица 7. Влияние природы легирующего оксида на физико-механические свойства материалов на основе системы Al—Pb

Легирующий оксид	Механические свойства					
	твёрдость, МПа	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	коэффициент трения в интервале удельных нагрузок 2–20 МПа	износ при удельной нагрузке 10 МПа и скорости скольжения $1 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$, $\times 10^{-3} \text{ мкм} \cdot \text{м}^{-1}$	предельная рабочая температура, °C
CuO	1000	360	10	0,003–0,020	1,0	360
Co ₃ O ₄	1050	370	11	0,003–0,015	1,1	350
Ni ₂ O ₃	950	355	13	0,003–0,020	0,9	330
MoO ₃	1100	350	9	0,003–0,020	1,0	345
MnO ₂	1000	365	10	0,003–0,050	0,9	340
Fe ₂ O ₃	950	360	11	0,003–0,020	1,2	340
Cr ₂ O ₃	1000	360	11	0,003–0,020	1,2	350
TiO ₂	1050	370	11	0,003–0,015	0,8	350

Антифрикционные материалы имеют низкую плотность, невысокую стоимость, большую коррозионную стойкость. Наряду с этим они обладают высокими антифрикционными свойствами и являются заменителями оловянных бронз [2]. В качестве основы перспективными являются материалы системы Al—Pb [8–11]. Наиболее высокий комплекс физико-механических свойств показывают материалы, в которых в качестве исходного сырья служит гранулированная композиция Al—Pb, полученная распылением расплава в воду [11]. Разработанные механически легированные материалы выгодно отличаются от известных более высоким комплексом физико-механических свойств и прежде всего прочности при повышенных температурах (табл. 6). По сравнению с гранулированными материалами износостойкость в условиях сухого трения скольжения увеличивается минимум в 1,8 раза. При удельной нагрузке 10 МПа и скорости скольжения $1,0 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$ износ композиционного материала, содержащего 15 % Pb, не превыша-

ет $1,3 \text{ мкм} \cdot \text{км}^{-1}$, тогда как у аналогов он находился в пределах $2,5\text{--}5,0 \text{ мкм} \cdot \text{км}^{-1}$. Дальнейшее повышение комплекса физико-механических свойств достигается одновременным легированием свинцом и оксидами, имеющими более высокое значение ΔG_T^0 , чем Al_2O_3 (табл. 7). Протекающие в этом случае механически и термически активируемые реакции между алюминием и легирующим оксидом приводят к образованию ультрадисперсных включений Al_2O_3 и дисперсных включений алюминидов, вызывающих дополнительное дисперсное упрочнение. Структура материалов, полученных из композиций Al—Pb (15%) и Al—Pb (15%) — Ni_2O_3 (5%), представлена на рис. 4, 5.

Содержание свинца в материалах составляло 15 %, оксидов — 5 %. Эта же технология может быть использована для изготовления антифрикционных материалов на основе системы "алюминий—олово".

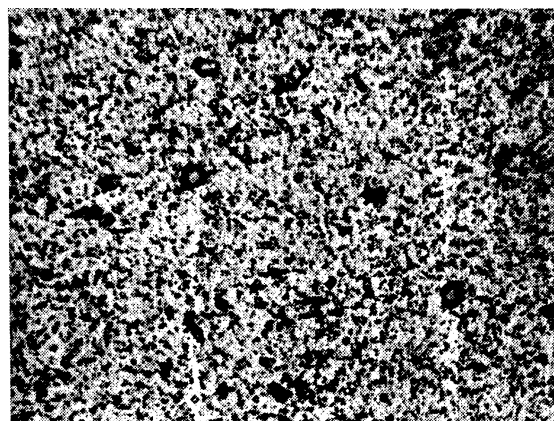
Материалы с большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов. Основой их

Таблица 8. Влияние содержания бора на физико-механические свойства материалов на основе системы Al—B

Содержание бора, %	Плотность, г · см ⁻³	Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов, барн	Механические свойства при температуре				Длительная (100-часовая) прочность при 500°С, МПа
			20°С		500°С		
			предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	
4	2,71	82	480	7	105	14	61
10	2,68	163	560	4	150	7	89
15	2,66	228	540	3	155	5	94
20	2,65	296	520	2	160	3	102
30	2,64	387	510	2	160	3	103
40	2,62	468	380	1	160	3	101

Таблица 9. Влияние содержания лантана на физико-механические свойства алюминиевых материалов

Содержание La, %	Физико-механические свойства при температуре						
	20°C				350°C		
	твёрдость, МПа	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	электри- ческое сопро- тивление, $\cdot 10^{-6}$ Ом $\cdot$ см	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	электрическое сопро- тивление, $\cdot 10^{-6}$ Ом $\cdot$ см
2	1170	370	8	0,031	120	7	0,053
15	1430	590	5	0,045	210	5	0,081
25	1680	660	3	0,061	230	3	0,107

Рис. 3. Микроструктура материала, полученного из композиции Al—Mg (2,5%) — Li (2,5%). ПЭМ. $\times 60\,000$ Рис. 4. Микроструктура материала, полученного из композиции Al—Pb (15%). Оптическая микроскопия. $\times 1100$ Рис. 5. Микроструктура материала, полученного из композиции Al—Pb (15%) — Ni_2O_3 (5%). ПЭМ. $\times 100\,000$

служит система "алюминий—бор". Бор обладает большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов. Так, если для алюминия оно составляет 23 барн, то для бора — 720 барн [12]. В то же время бор и его соединения характеризуются пониженной плотностью. Материалы с высоким содержанием бора способны эффективно выполнять роль экранов для защиты от нейтронного облучения и представляют интерес для ядерной энергетики, прежде всего космической. Однако получить материалы с удовлетворительным комплексом физико-механических свойств традиционными методами не представляется возможным. Так, в работе [13] представлена наиболее типичная технология производства материалов с содержанием бора до 30%, основанная на введении в расплавленный, рафинированный и защищенный флюсом алюминий гранул боридов AlB_2 и AlB_{12} размером от 5 до 30 мкм со скоростью, обеспечивающей поддержание температуры алюминия несколько выше температуры его затвердевания. Перед охлаждением композицию, состоящую из жидкого алюминия и частиц боридов, подвергают раскислению. Технологический процесс является сложным, а механические свойства—прочность и пластичность—низкими. Низкие значения этих характеристик обусловлены большим размером и неравномерным распределением боридов.

Выше установлена высокая перспективность применения технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения материалов, содержащих до 4 % В. Этот технологический процесс позволяет производить материалы с высоким комплексом физико-механических свойств, содержащие до 40 % В (табл. 8). Структура материала Al—В (30%) представлена на рис. 6.

С повышением содержания бора в исходной шихте отмечается увеличение как количества боридной фазы, так и размера боридных частиц.

Материалы с содержанием до 10 % бора могут с успехом использоваться в качестве жаропрочных конструкционных материалов общего назначения. Материалы с содержанием бора 20—40 % имеют большое значение эффективного захвата тепловых нейтронов и могут найти применение в качестве специальных конструкционных жаропрочных материалов низкой плотности, способных защищать от нейтронного излучения.

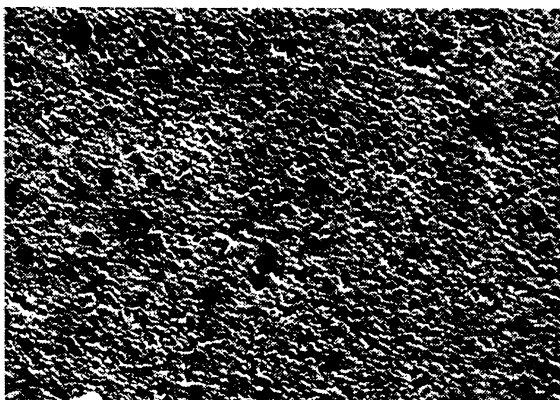


Рис. 6. Микроструктура материала, полученного из композиции Al—В (30%). РЭМ. $\times 5000$



Рис. 7. Микроструктура материала, полученного из композиции Al—La (20%). ПЭМ. $\times 100\,000$

Проводниковые материалы. В качестве проводниковых материалов, работающих при повышенных температурах, перспективны гранулируемые алюминиевые материалы с высоким содержанием редкоземельных металлов [8]. Применение технологии механического легирования позволяет получить высокопрочные материалы на основе системы Al—La (табл. 9). При сопоставимом составе, имея примерно такую же электропроводность, как и гранулируемые материалы, они превосходят их по прочности в 2 раза, но уступают по пластичности в 2,3 раза. Типичная структура материалов системы Al—La представлена на рис. 7.

По комплексу свойств как при низких, так и при высоких температурах механически легированные алюминиевые материалы, содержащие 15—25% La, превосходят известные материалы на основе систем Al—металл и могут с успехом применяться в качестве конструкционных для работы в жестких температурно-силовых условиях.

Заключение

Анализ приведенных выше результатов позволяет сделать однозначный вывод о перспективности применения технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения жаропрочных алюминиевых материалов с особыми физико-механическими свойствами. Они имеют микрокристаллический тип структуры и являются дисперсно-упрочненными, что обеспечивает повышение всего комплекса физико-механических свойств и прежде всего жаропрочности. Результаты данного исследования носят приоритетный характер и защищены авторскими свидетельствами и патентами [7, 14, 15]. Технология и материалы прошли опытно-промышленную проверку на НПО ВИАМ, НПО ВИС, ЦНИИМВ и рекомендованы для практического применения.

Литература

1. Витязь П. А., Ловшенко Ф. Г., Ловшенко Г. Ф. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди. Мн.: Беларуская навука, 1998.
2. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы: Справ. руководство. М.: Металлургия, 1972.
3. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1970.
4. Захаров М. В., Захарова А. М. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1972.
5. Layyous F. F., Nadiv S., Lin I. J. The correlation between mechanical alloying and microstructure of Al—Li—Mg alloys // Int. Conf. Powder Met., London, 2—6 July, 1990: PM 90. Vol. 1. London, 1990. P. 171—179.
6. Ловшенко Ф. Г., Ловшенко З. М., Ловшенко Г. Ф. Формирование фазового состава, структуры и свойств дисперсно-упрочненных алюминиевых материалов низкой плотности, получаемых с применением механического легирования // Литье и металлургия (информ. бюллетень). 1997. № 10. С. 27—32.
7. Способ получения дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко: Ас. 1785145 СССР: МКИ В 22 F 9/04.
8. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1982.
9. Корх С. К. Получение антифрикционных материалов // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 57—60.
10. Полотай В. В., Воропаев В. С., Очеретянский В. М., Перепелкин А. В. Трибохимические испытания антифрикционных порошковых ленточных материалов // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 57—60.
11. Буше Н. А., Мудренко Г. А., Двосиная В. А. Исследование свойств прессованных полос, полученных из гранул алюминиевого сплава с 15 % свинца, 3 % олова и 1 % меди // Науч. тр. ЦНИИ МПС. 1972. Вып. 473. С. 46—53.
12. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986.
13. Пат. 2533943 Франция: МКИ С 22 С 32/00.
14. Пат. 1803268 СССР: МКИ В 22 F 9/04, С 22 С 1/05.
15. Пат. 20375813 Россия: МКИ В 22 F 9/04, С 22 С 1/04.