



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>
УДК 669.017

Поступила 25.06.2020
Received 25.06.2020

АЛЮМИНИЕВЫЕ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, И. А. ЛОЗИКОВ, А. И. ХАБИБУЛЛИН, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр-т Мира, 43. E-mail: lozikoff@yandex.by

Исследование направлено на создание алюминиевых композиционных жаропрочных материалов с особыми физико-механическими свойствами. Эффективным путем решения проблемы является применение технологии, основанной на реакционном механическом легировании. Проведенный анализ процессов формирования фазового состава, структуры и свойств, имеющих место на всех стадиях реализации технологии, и влияние на их протекание легирующих компонентов позволил установить, что в качестве базовой для производства материалов перспективна композиция «алюминий (ПА4) – ПАВ ($C_{17}H_{35}COOH$ – 0,7%)». Микроструктурный тип структуры ее основы, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен и стабилизированный наноразмерными включениями оксидов и карбидов алюминия, сформировавшихся при механическом легировании, независимо от состава исходной шихты наследуется на последующих технологических этапах производства материалов и определяет близкие значения жаропрочности, которые существенно выше, чем у аналогов. Дополнительное легирование, обеспечивающее получение особых свойств, не изменяет «структурно-фазовый» тип разработанных материалов. Они являются композиционными микроструктурными дисперсно-упрочненными.

Ключевые слова. Механическое легирование, технология, электропроводность, структура, свойства.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Алюминиевые механически легированные композиционные жаропрочные материалы с особыми физико-механическими свойствами / Ф. Г. Ловшенко, И. А. Лозиков, А. И. Хабибуллин // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 99–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>.

HIGH-TEMPERATURE ALUMINUM COMPOSITE MATERIALS WITH SPECIAL PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES PRODUCED BY MECHANICAL ALLOYING

F. G. LOVSHENCO, I. A. LOZIKOV, A. I. KHABIBULIN, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43,
Mira ave. E-mail: lozikoff@yandex.by

High-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties produced by mechanical alloying. The study is aimed at making high-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties. An effective way to solve the problem is to use a technology based on reactive mechanical alloying. The processes of phase composition formation, the structure and properties that occur at all stages of the technology implementation and the effect of alloying components on these processes have been analyzed, and the composition «aluminum (PA4) – surfactant ($C_{17}H_{35}COOH$ – 0.7%)» has been found to be the most appropriate. The microcrystalline structure of its base, regardless of the composition of constituent materials, is preserved at subsequent stages of production of materials and determines high values of high-temperature strength, which are significantly higher than those of analogue materials. The microcrystalline structure of the base is characterized by a well-developed surface of grain and subgrain boundaries and is stabilized by nanosized inclusions of aluminum oxides and carbides formed during mechanical alloying. Additional alloying, which provides special properties, does not change the «structural phase» type of the developed materials. They are considered to be dispersion hardened composite microcrystalline materials.

Keywords. Mechanical alloying, technology, electrical conductivity, structure, properties.

For citation. Lovshenco F. G., Lozikov I. A., Khabibulin A. I. High-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties produced by mechanical alloying. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 99–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>.

Введение

Успешное развитие ряда «машиностроительных» отраслей, включающих энергетику, моторо-, авиа-, ракетостроение и др., определяющих технический прогресс в современном производстве, во многом сдерживается отсутствием простых, доступных и дешевых способов получения жаропрочных сплавов с особыми физико-механическими свойствами. В статье обобщены результаты исследований, выполненных авторами в Белорусско-Российском университете и направленных на создание алюминиевых композиционных жаропрочных сплавов с особыми физико-механическими свойствами, производство которых традиционными способами свои возможности исчерпало и решение проблемы находится на пути применения новых. Среди них наиболее перспективной и реальной является технология, основанная на реакционном механическом легировании [1].

При выборе систем для исследования исходили из того, что большой интерес представляют алюминиевые материалы, обладающие низкой плотностью, большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов, высокими антифрикционными свойствами, низким электрическим сопротивлением. Технологический процесс их производства, основанный на реакционном механическом легировании, включает следующие основные стадии: проектирование состава исходной композиции, реакционное механическое легирование и получение гранулированной композиции, термическую обработку композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием. В работе исследуются закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств на всех технологических стадиях получения материалов.

Методика, материалы, приборы и оборудование для исследования

Механическое легирование осуществляли в механореакторе–энергонапряженной четырехкамерной мельнице вибрационного типа. Рабочими телами служили шары (диаметром 11,15 мм) из стали ШХ15 твердостью HRC62. Условия реализации процесса соответствовали оптимальным и в зависимости от состава шихты изменялись в следующих пределах: заполнение рабочих камер шарами составляло 70–80%; отношение объемов шаров и порошковой шихты – 6–7; ускорение размалывающих тел – 125–135 м·с⁻²; энергонапряженность режима размола находилась в пределах 0,14–0,16 Дж/г, а доза потребленной энергии составляла 4,9–5,1 кДж/г и достигалась обработкой в течение 6–8 ч.

Гранулированная композиция, полученная механическим легированием, подвергалась холодному брикетированию до плотности 70–75%. Полученные брикеты отжигали при температуре 430–480 °С. Переработку брикетов, нагретых до 440–460 °С, в прутки диаметром 12 мм, осуществляли горячем прессованием – экструзией с коэффициентом вытяжки 10 или 15.

Исследование структуры и свойств материалов на всех технологических этапах их получения проводили на стандартных приборах и оборудовании с использованием стандартных методик [1]. В качестве исходных компонентов для получения материалов применяли стандартные порошки в состоянии поставки алюминия ПА4 (ГОСТ 6058–73), железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), магния (ГОСТ 6001–79), свинца (ГОСТ 3778–77), аморфного бора (ВТУ ГКХ48–53); технически чистый порошок лантана с размером частиц менее 0,15 мм; порошки марки «Ч» оксидов: CuO, Co₃O₄, Ni₂O₃, MoO₃, MnO₂, Fe₂O₃, Cr₂O₃, TiO₂. При этом оксиды вводили в шихту как поставщики кислорода, необходимого для образования в процессе реализации технологии наноразмерных включений оксидов алюминия, обеспечивающих эффект дисперсного упрочнения.

Результаты исследования

Материалы базовой композиции «алюминий – стеариновая кислота»

При обработке в механореакторе шихта на основе алюминиевого порошка склонна к преждевременной грануляции, препятствующей механически активируемым превращениям и затрудняющей механическое легирование. Способом, предотвращающим этот процесс, служит введение в исходную композицию поверхностно-активных веществ (ПАВ). Наиболее эффективным ПАВ, использованным в работе, является стеариновая кислота (C₁₇H₃₅COOH), наличие ее в исходной шихте в количестве 0,7–1,0% обеспечивает формирование гомогенных на субмикроскопическом уровне по химическому составу гранулированных композиций со средним размером частиц осколочного типа, как правило, находящимся в пределах 0,2–0,7 мм. Введение в исходную шихту ПАВ увеличивает твердость механически легированных порошков независимо от их состава на HV15–20. При этом значение ее в алюминиевых частицах достигает HV85. Упрочнение обусловлено протеканием механически активируемых структурно-фазовых превращений.

Для их понимания следует отметить, что основа исходной шихты – порошок алюминия ПА4 является композиционным материалом. Он содержит ряд примесей, наиболее важными из которых при формировании композиционных материалов являются Al_2O_3 (0,4%) и H_2O (1,1%). Оксидная пленка, покрывающая поверхность частиц порошка алюминия слоем толщиной до 3 нм, характеризуется разнообразием полиморфных модификаций [2,3] и интенсивно взаимодействует с водой, образуя гидроксиды. Общая концентрация алюминия в порошке составляла 98,8%, количество металлического алюминия – 98,5%. Обработка алюминиевого порошка в механореакторе вызывает протекание механически активируемого взаимодействия алюминия как с водой, находящейся в различной форме в исходном порошке, $2\text{Al} + 3\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$, так и с гидроксидами: $2\text{Al} + 6\text{AlOOH} \rightarrow 4\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$, $2\text{Al} + 2\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow 2\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$. Согласно экспериментальным данным, одним из продуктов взаимодействия приведенных выше реакций является оксид алюминия (Al_2O_3), концентрация которого после размолта в течение 4 ч достигает 1,6% [4]. Он обладает низким термодинамическим потенциалом образования, высоким значением модуля сдвига и способен эффективно упрочнять основу. При обработке в механореакторе алюминиевого порошка с добавкой ПАВ (высшей жирной кислоты – $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$) имеют место также механически активируемая деструкция и многообразные вторичные превращения [4]. При этом одной из групп реакций является взаимодействие с радикалами атомов алюминия атомарно-чистых поверхностей, обладающих повышенной реакционной способностью. Предельным случаем протекания механохимических реакций является образование карбида алюминия Al_4C_3 , эффективно упрочняющего основу [5].

Наряду с фазовыми в системе «алюминий (ПА4) – ПАВ» имеют место механически активируемые структурные превращения, вызывающие формирование композиции с размером равноосных зерен (кристаллитов) основы $D \leq 0,1 \mu\text{м}$, разделенных на блоки $d \leq 20 \text{ нм}$ [6]. При этом плотность дислокаций имеет порядок 10^{10} см^{-2} , а среднеквадратичное искажение кристаллической решетки составляет $3 \cdot 10^{-3}$. Структура основы относится к субмикроструктурному типу. В основе имеются включения $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ с размером 10–20 нм, являющиеся продуктами разрушения оксидных или гидроксидных пленок, покрывающих исходные частицы алюминия. Вероятно также наличие ультрадисперсных фаз, находящихся в аморфном состоянии, которыми являются Al_4C_3 и Al_2O_3 . Ультрадисперсные включения приведенных выше термодинамически стабильных фаз, имеющих высокие значения модуля сдвига, приводят к упрочнению гранулированных композиций, величина которого зависит от их количества. Микротвердость изменяется по зависимости, близкой к линейной, от HV70 у гранул, полученных обработкой в механореакторе порошка алюминия без ВЖК, до HV 165 при добавке 3% ВЖК. Достигнутая твердость сохраняется без изменений и после длительного термического воздействия при температурах, достигающих 500–550 °С. Таким образом, механически легированные гранулированные порошки системы «ПА4 – ПАВ» являются термодинамически неравновесными композиционными субмикроструктурными комплексно-упрочненными (сочетающими зернограничное и дисперсное упрочнение) жаропрочными материалами.

Изучены тонкая структура и фазовый состав материала, изготовленного горячим прессованием по оптимальному режиму [6]. Высокотемпературное воздействие, имеющее место при отжиге механически легированных порошков и получении компактных материалов из них методом горячего прессования, вызывает фазовые превращения, являющиеся продолжением механически активируемых и приближающих материал к термодинамически равновесному состоянию. Основным из них является взаимодействие алюминия с продуктами распада гидроксидов и стеариновой кислоты, вызывающее образование оксидов и карбида алюминия. Микроструктура горячепрессованных материалов металлографически однородна. Отдельные элементы ее выявляются методами ПЭМ (рис. 1).

Основа материала состоит из зерен равноосной формы, средний диаметр которых не превышает 0,6 мкм, и по структуре относится к микроструктурному типу. Параметр кристаллической решетки равен 0,4049 нм, что соответствует значению этого показателя у алюминия. Внутри и по границам зерен алюминия находятся включения глобулярной формы величиной не более 10 нм, являющиеся соединениями Al_4C_3 и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\chi\text{-Al}_2\text{O}_3$, AlN. Поставщиком азота, необходимого для образования нитрида алюминия AlN, является воздушная атмосфера, находящаяся в герметизированной помольной камере на начальном этапе обработки шихты в механореакторе. Кроме того, в стыках зерен основы наблюдаются отдельные включения неправильной формы со средним размером до 100 нм, которые идентифицируются как оксиды $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\chi\text{-Al}_2\text{O}_3$. Наличие их характерно также для механически легированных порошков и, как отмечалось выше, они образуются в результате разрушения оксидных и гидроксидных пленок, покрывавших исходные частицы алюминиевого порошка.

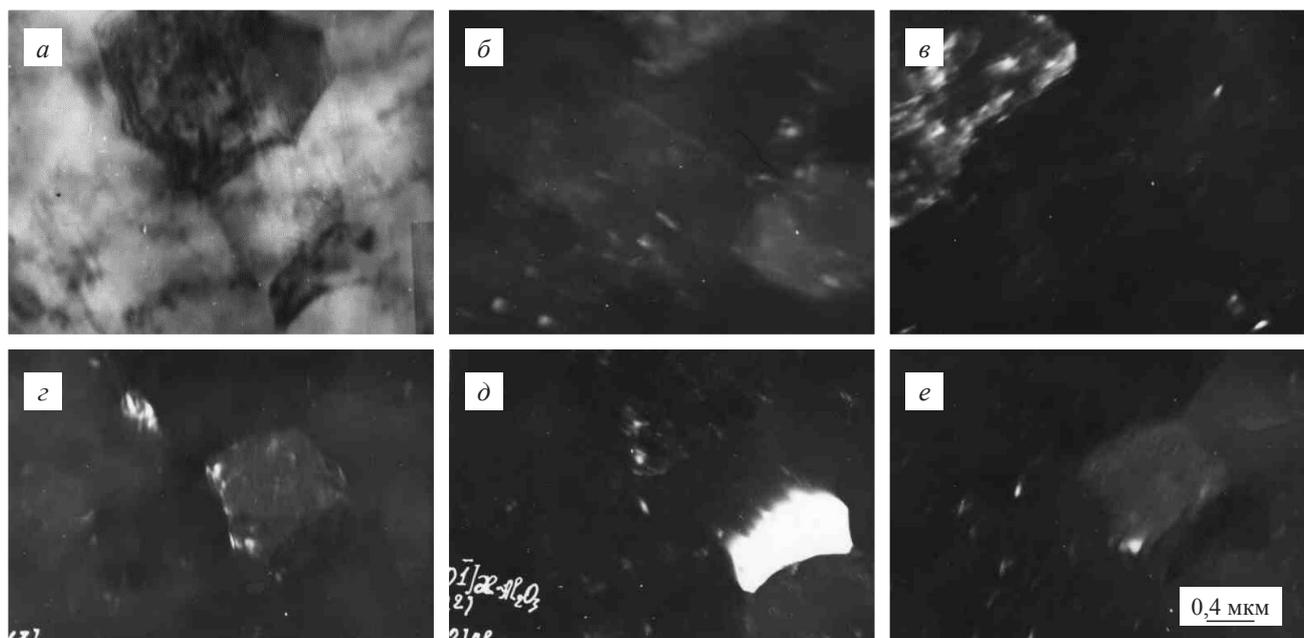


Рис. 1. Микроструктура сплава, полученного из механически легированной композиции «Al – C₁₇H₃₅COOH (0,7%)». ПЭМ: а – светлое поле; б–е – темное поле в рефлексах фаз:

[113] α -Al₂O₃ (б); [002] γ' - Al₂O₃ (в); [002] Al + [201 $\bar{1}$] χ - Al₂O₃ (г); [113] Al = [3 $\bar{3}$ 6] Al₄C₃ (д); [$\bar{1}$ $\bar{1}$ 1] AlN (е)

Зерна основы состоят из блоков. размер не превышает 50 нм, плотность дислокаций имеет порядок 10^9 см^{-2} , а среднеквадратичные искажения кристаллической решетки составляют $8 \cdot 10^{-3}$. Материал является жаропрочным и характеризуется следующими свойствами: твердость – НВ 93, $\sigma_B = 310 \text{ МПа}$, $\delta = 13 \%$, $\sigma_B^{350} = 92 \text{ МПа}$, $\delta^{350} = 11 \%$. По прочности и пластичности при 350 °С он превосходит относящийся к наиболее перспективным материал из быстрозакаленных гранул, легированных 1,5% Cr и 1,5% Zr.

Большое внимание, уделенное системе «алюминий (ПА4) – ПАВ (стеариновая кислота)», обусловлено тем, что она является базовой и структурно-фазовые превращения, протекающие в ней, в большей или меньшей мере реализуются в комплексно-легированных композициях, применяемых в данном исследовании, для создания алюминиевых материалов с особыми свойствами и наследуются ими. Следует отметить, что легирование системы «алюминий (ПА4) – ПАВ (стеариновая кислота)» элементами (компонентами), включая и применяемые в классическом материаловедении, для получения специальных свойств в определенной мере расширяет круг формирующихся фаз, но не оказывает существенного влияния на структуру материала. При этом все разработанные композиции независимо от их состава являются жаропрочными композиционными микрокристаллическими комплексно-упрочненными (сочетающими зернограничное и дисперсное упрочнение) материалами. Основными упрочняющими фазами, как и в базовой системе, остаются синтезированные в процессе реализации технологии наноразмерные термодинамически стабильные и имеющие высокие значения модуля сдвига оксиды и карбиды.

Материалы с особыми физико-механическими свойствами

Материалы низкой плотности

Литые материалы алюминия с магнием характеризуются повышенными значениями прочности, пластичности и коррозионной стойкости, а также пониженной плотностью, но имеют низкую жаропрочность. Легирование алюминия магнием приводит к резкому снижению температуры плавления, значение которой при эвтектическом превращении составляет 450 °С. Магний обладает высокой растворимостью в алюминии, предельное значение которой при эвтектической температуре достигает 18,9%, снижаясь при комнатной до 2,1%. Кроме твердого раствора, алюминий с магнием образуют ряд легкоплавких промежуточных соединений – «алюминидов» (β , ϵ , γ). Максимальная температура плавления их не превышает 462 °С.

Установлено [6, 7], что легирование магнием не оказывает существенного влияния на структуру основы. Как и в горячепрессованном материале, полученном из композиции «ПА4 – C₁₇H₃₅COOH (0,7%)», она относится микрокристаллическому типу с размером равноосных зерен, находящемся в пределах 0,8–0,5 мкм, состоящих, в свою очередь, из субзерен величиной менее 50 нм (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктура сплава, полученного из механически легированной композиции «Al – C₁₇H₃₅COOH (0,7%) – Mg (5%)»: а – оптическая микроскопия (×525); б, в – ПЭМ: б – светлое поле (×50 000), в – темное поле (блочное строение зерна основы размером 0,7 мкм в рефлексах фазы [002] Al) (×70 000)

Дислокации концентрируются в основном по границам зерен и субзерен, где их плотность достигает 10^{11} см⁻². Плотность дислокаций в зернах относительно низка и имеет порядок 10^8 см⁻². Среднеквадратичные искажения кристаллической решетки находятся в пределах $4-8 \cdot 10^{-3}$. Вместе с этим, при введении в шихту «ПА4 – C₁₇H₃₅COOH (0,7%)» порошка магния композиция представляет собой многокомпонентную систему «Al – Mg – C – O – H», что в процессе реализации технологии получения материалов существенно расширяет круг возможных фазовых превращений и природу образующихся соединений. Наряду с оксидами алюминия различных полиморфных модификаций и карбидом алюминия Al₄C₃ в этом случае наиболее вероятными и термодинамически разрешенными фазами являются образование твердого раствора магния в алюминии Al(Mg), оксида магния MgO и алюминидов магния (Al₃Mg₂, AlMg). Структурно-фазовые превращения, обусловленные легированием магнием, оказывают влияние на свойства материалов на всех технологических стадиях их получения. Так, на изменение фазового состава, вызванное введением в шихту магния, однозначно указывает повышение твердости механически легированных порошков в 1,8 раза.

Следует отметить, что детальная идентификация фазового состава на всех технологических этапах получения материалов и кинетика их формирования являются предметом отдельной работы и на данном этапе не проводились. Вместе с тем, определенное представление о преимущественном направлении протекания превращений дают результаты исследования, направленного на установление влияния продолжительности обработки в механореакторе шихты «Al (ПА4) – C₁₇H₃₅COOH(0,7%) – Mg (7%)», а также последующего отжига на формирование твердого раствора магния в алюминии, позволяющие также сделать вывод о количестве этого элемента, связанного в приведенные выше соединения, включающие алюминиды магния и оксид магния. Анализ полученных данных (табл. 1) позволяет сделать научно обоснованное предположение, что в процессе выдержки ($\tau = 1$ ч) при температуре ($t = 400$ °C) имеет место растворение в алюминии как элементарного магния, так и связанных алюминидов с последующей фиксацией его содержания в твердом растворе закалкой.

Разница в концентрации магния в твердом растворе механически легированной композиции, подвергнутой термической обработке и без нее, показывает суммарное содержание в композиции этого компонента в элементарном виде и легкорастворимых алюминидах. В то же время разница между количеством

Т а б л и ц а 1. Влияние продолжительности механического легирования алюминия магнием в количестве 7% на его содержание в различных фазах гранулированной композиции

Продолжительность механического легирования, ч	Содержание магния в твердом растворе, %		Изменение содержания магния в твердом растворе, обусловленное закалкой, %	Содержание магния, связанного в термодинамически стабильный оксид MgO, %
	после механического легирования	после механического легирования и закалки		
0	0,0	6,8	6,8	0,2
2	0,3	6,7	6,4	0,3
4	2,1	6,5	4,4	0,5
8	4,9	6,2	1,3	0,8
16	5,5	6,1	0,6	0,9

порошка магния, введенном в исходную шихту (7%), и его концентрацией в твердом растворе закаленной механически легированной композиции и дает содержание этого элемента, связанного в термодинамически стабильном оксиде MgO. Как и следовало ожидать, с увеличением продолжительности обработки шихты в механореакторе с 0 до 16 ч концентрация магния в твердом растворе и механически синтезированном оксиде MgO непрерывно повышается, достигая 5,5 и 0,9% соответственно. Отжиг с последующей закалкой полученной композиции приводит к росту содержания магния в твердом растворе до предельно возможных значений, величина которых с повышением продолжительности механического легирования с 0 до 16 ч уменьшается с 6,8 до 6,1%, что обусловлено увеличением количества магния с 0,2 до 0,9%, связанного в термодинамически стабильный оксид MgO. При этом анализ полученных данных, приведенных в табл. 1, показывает также, что в исходной шихте, не подвергавшейся механическому легированию, 0,2% магния связано в MgO и это количество является примесью, вносимой в композицию порошком магния.

Фазовый состав материалов рассматриваемой системы, компактированных горячим прессованием, и гранулированных композиций, подвергнутых термической обработке, качественно одинаков. Основой их является твердый раствор магния в алюминии Al(Mg), комплексно-упрочненной наноразмерными частицами оксидов магния (MgO) и алюминия (α -Al₂O₃, γ '-Al₂O₃, χ -Al₂O₃), карбида алюминия (Al₄C₃) и алюминидов (Al₃Mg₂, AlMg).

Следует отметить, что введение в шихту «Al (ПА4) – C₁₇H₃₅COOH(0,7%)» магния, как и других легирующих компонентов в исследованных ниже системах, оказывает влияние на фазовый состав получаемых сплавов, но не изменяет их класс. Все разработанные группы, обладая особыми свойствами, являются композиционными микрокристаллическими комплексно-упрочненными (сочетающими зерно-границное дисперсное и дисперсионное виды упрочнений) жаропрочными материалами. При этом микрокристаллический тип структуры основы и жаропрочность материалов определяются, прежде всего, наличием термодинамически устойчивых и имеющих высокое значение модуля сдвига, наноразмерных включений упрочняющих фаз, стабилизирующих высокоразвитую поверхность границ зерен и субзерен, к которым в системах на основе алюминия относятся оксиды, карбид и нитрид этого металла.

Дисперсному упрочнению в ряде композиций сопутствуют дисперсионное упрочнение, обусловленное образованием твердого раствора. Следует указать на особенность дисперсионного упрочнения в дисперсно-упрочненных суб-, /микрокристаллических материалах. Она заключается в том, что высокоразвитая поверхность границ зерен и субзерен основы, стабилизированных термодинамически устойчивыми наноразмерными включениями упрочняющих фаз, способствует образованию большого количества центров кристаллизации и формированию дисперсных выделений из твердого раствора алюминидов, одновременно препятствуя росту последних [8]. Анализ результатов исследования влияния отжига на твердость материалов рассматриваемого класса показывает, что алюминиды сохраняют дисперсное строение и обеспечивают эффект дисперсионного упрочнения после длительного нагрева при температурах, достигающих 350–400 °C [4].

Материалы, полученные с применением технологии реакционного механического легирования композиций на основе системы «алюминий – магний» и имеющие приведенные выше структуру и фазовый состав, являются жаропрочными и обладают высокой прочностью и низкой плотностью (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Влияние содержания магния на свойства материала

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

Увеличение содержания Mg от 0 до 7% приводит к возрастанию предела прочности при 20 °C с 310 до 660 МПа. Из таблицы видно, что при температурах выше 0,6 T_{пл} зависимость прочности от содержания магния описывается кривой с максимумом. Увеличение концентрации этого элемента до 2,0–2,5%

приводит к повышению жаропрочности, в дальнейшем отмечается ее снижение. Эта зависимость объясняется влиянием магния на прочность межатомных связей [9]. 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 прочность 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, достигающих 500 °С.

Материалы с высоким значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов

Бор не растворяется в алюминии и образует с ним тугоплавкие и имеющие высокую твердость бориды. Отличительной особенностью его от большинства других элементов является то, что он обладает большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов. Так, если для алюминия оно составляет 23 барна, то для бора – 720 барн [10]. В то же время он 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 их с удовлетворительным комплексом физико-механических свойств традиционными методами не представляется возможным. Так, в работе [11] приведена 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. Последнее обусловлено большим размером и неравномерным распределением боридов.

В работе [11] установлена высокая перспективность применения технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения конструкционных материалов, содержащих до 4% бора. В качестве поставщика последнего, который необходим для образования упрочняющих фаз – боридов алюминия, в этом случае использовали оксид бора B_2O_3 . Дальнейшие исследования показали, что при использовании в качестве компонента исходной шихты аморфного бора этот технологический процесс позволяет производить материалы с высоким комплексом физико-механических свойств, содержащие до 40% В (табл. 3).

Т а б л и ц а 3. Влияние содержания бора на физико-механические свойства материалов на основе системы «алюминий-бор»

Содержание бора, %	Плотность, г·см ⁻³	Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов, барн	Механические свойства при				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

Из таблицы следует, что материалы, содержащие до 10% бора, перспективны в качестве жаропрочных конструкционных сплавов общего назначения. Материалы с концентрацией бора 20–40%, имеющие большое значение для эффективного захвата тепловых нейтронов, могут найти применение в качестве специальных конструкционных жаропрочных материалов низкой плотности, способных защищать от нейтронного излучения.

Наряду с механическими свойствами (табл. 3) на высокую жаропрочность указывают результаты исследования влияния температуры длительного отжига на структуру материалов (рис. 3). Анализ их показывает, что заметный рост упрочняющих фаз – боридов алюминия, а следовательно, и снижение

прочности и твердости отмечают после отжига при температурах выше 500 °С. Однако и после длительного термического воздействия при 580 °С размер частиц боридов не превышает 50 нм (рис. 3, б). Дальнейшее увеличение температуры отжига до 640 °С, вызывающее локальное оплавление, не приводит к существенному росту боридов (рис. 3, в).

Таким образом, анализ приведенных выше данных позволяет сделать обоснованный вывод о перспективности применения реакционного механического легирования для производства жаропрочных алюминиевых материалов с высоким значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов.

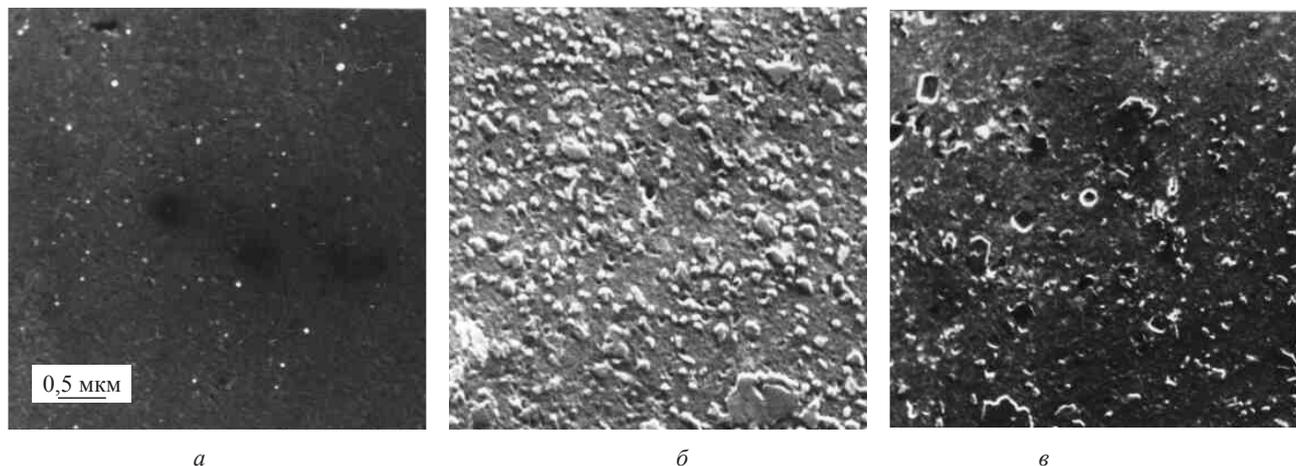


Рис. 3. Микроструктура материала, полученного из композиции «Al – В (10%)» (РЭМ). Термическая обработка – отжиг в течение 5 ч при температуре: а – 500 °С; б – 580; в – 640 °С

Антифрикционные материалы

Антифрикционные спеченные материалы на основе алюминия имеют низкую плотность, не высокую стоимость, большую коррозионную стойкость. Наряду с этим они обладают высокими антифрикционными свойствами и являются заменителями оловянных бронз [2]. В качестве основы перспективны материалы системы «алюминий – свинец» [12–14]. Это обусловлено тем, свинец не растворяется в алюминии, не образует с ним соединения и, находясь в виде включений, играет роль своеобразной смазки. При этом эффективность легирования им возрастает с увеличением дисперсности этих включений. Повышение комплекса физико-механических свойств, включая и антифрикционные, показывают материалы, в которых в качестве исходного сырья служит гранулированная композиция «алюминий – свинец», полученная распылением расплава в воду. В то же время анализ результатов более поздних исследований [15], выполненных авторами данной работы, позволяет сделать однозначный вывод, что эти материалы существенно уступают механически легированным, включая антифрикционные и их жаропрочность. Последние выгодно отличаются от известных возможностью регулирования в широком интервале состава и структуры, а также более высоким комплексом физико-механических свойств и, прежде всего, прочностью при повышенных температурах.

Основой получения материалов являлась шихта, состоящая из порошков алюминия и стеариновой кислоты «Al (ПА4) С₁₇Н₃₅СООН(0,7%)» – базовая композиция. Исследованные композиции в зависимости от природы легирующих порошков, вводимых в базовую композицию, делятся на две группы. Композиции первой группы содержали свинец в количестве 5, 10 и 15 % (табл. 4).

Таблица 4. Влияние содержания свинца на физико-механические свойства алюминиевых материалов

Содержание Pb, %	Механические свойства при температуре					
	20 °С				350 °С	
	твердость НВ	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	относительная износостойкость	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %
5	76	300	11	1,2	87	14
10	67	290	11	1,4	81	29
15	64	260	13	1,8	74	36

В базовую шихту композиций второй группы наряду со свинцом, взятом в количестве 15 %, дополнительно (5 %) вводили порошок одного из оксидов, имеющих большее значение энергии Гиббса образования, чем оксид алюминия Al_2O_3 (табл. 5).

Т а б л и ц а 5. Влияние природы легирующего оксида на физико-механические свойства материалов на основе системы Al-Pb

Легирующий оксид	Механические свойства				
	твёрдость НВ	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	износ (при 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, °С
CuO	100	350	10	1,0	360
Co ₃ O ₄	105	370	11	1,1	350
Ni ₂ O ₃	95	355	13	0,9	330
MoO ₃	110	350	9	1,0	345
MnO ₂	100	365	10	0,9	340
Fe ₂ O ₃	95	360	11	1,2	340
Cr ₂ O ₃	100	360	11	1,2	350
TiO ₂	105	370	11	0,8	350

Механическое легирование проводили в мельнице вибрационного типа при энергонапряженности режима $0,18 \text{ Дж} \cdot \text{г}^{-1}$. Композиции первой группы подвергали обработке в течение 4 ч. Процесс механического легирования композиций второй группы осуществляли в две стадии: на первой – в течение 6 ч размолу подвергали шихту, состоящую из алюминия, оксидов и ПАВ. После первого этапа в полученную композицию вводили порошок свинца с последующим механическим легированием течение 2–3 ч. Механически легированные композиции в холодном состоянии брикетировали до плотности 75–80 %. Полуфабрикаты изготавливали горячим прессованием при 350–400 °С с коэффициентом вытяжки 10. Брикетты из композиций второй группы с целью более полного завершения взаимодействия между алюминием и легирующими оксидами перед горячим прессованием подвергали отжигу при 450–500 °С в течение 3 ч. Следует отметить, что в процессе реализации технологии получения материалов в системах этой группы между алюминием и легирующим оксидом протекают механически и термически активируемые окислительно-восстановительные реакции, продуктами которых являются наноразмерные частицы оксидов алюминия, восстановленных металлов или их алюминидов.

Антифрикционные свойства изучали на машине 2070СМТ-1 в условиях сухого трения скольжения по схеме нагружения «диск (контртело – сталь 18ХГТ с твердостью поверхностного слоя 58–60 HRC) – колодка (испытываемый образец)».

В системах первой группы добавка в базовую шихту «Al (ПА4) $C_{17}H_{35}COOH$ (0,7 %)» порошка свинца не вносит существенных изменений в физико-химические превращения, фазовый состав и структуру гранулированных композиций, получаемых механическим легированием, и компактных материалов, изготавливаемых из них. Отличительной особенностью структуры и фазового состава от рассмотренных выше является наличие во всех механически легированных антифрикционных материалах включений свинца, размер которых в гранулах не превышает 0,1 мкм (рис. 4, а), а в компактном материале составляет менее 0,2 мкм (рис. 4, б).

Разработанные антифрикционные механически легированные материалы на основе порошков алюминия и свинца, относящиеся к первой группе, выгодно отличаются от известных более высоким комплексом физико-механических свойств и, прежде всего, прочности при повышенных температурах, верхнее значение которых достигает 350 °С (см. табл. 2). По сравнению с наилучшими аналогами, которыми являются приведенные выше сплавы из гранулированных композиций, полученных распылением расплава в воду, износостойкость механически легированных материалов первой группы в условиях сухого трения скольжения минимум в 1,8 раза выше. Так, при удельной нагрузке 10 МПа и скорости скольжения $1,0 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$ износ композиционного материала, содержащего 10 % свинца, не превышает $1,3 \text{ мкм} \cdot \text{км}^{-1}$, тогда как у аналогов он находился в пределах 2,5–5,0 $\text{мкм} \cdot \text{км}^{-1}$.

Как и следовало ожидать, дальнейшее повышение комплекса физико-механических свойств, включающего твердость, предел прочности, коэффициент трения и износостойкость, достигается в материалах второй группы. одновременно легированных свинцом и оксидами, имеющими более высокое значение ΔG_T^0 , чем Al_2O_3 (табл. 5). В этих системах в процессе реализации технологии получения материалов на

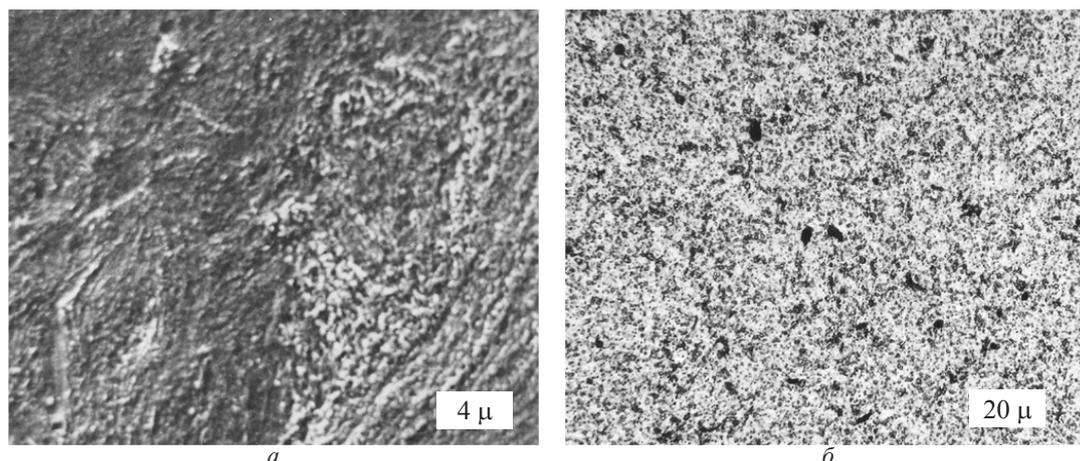


Рис. 4. Структура материала «Al-Pb (10%)»: *a* – гранулированная композиция (РЭМ); *б* – пруток (оптическая микроскопия)

этапах обработки шихты в механореакторе, отжиге брикетов и горячем прессовании их между алюминием и легирующим оксидом имеют место механически и термически активируемые реакции, продуктами которых являются наноразмерные ($d \leq 20$ нм) частицы оксидов алюминия и алюминидов или восстановленных металлов, способствующих дополнительному измельчению зерен основы ($D \leq 0,6$ мкм) и блоков ($d \leq 50$ нм) и надежно стабилизирующих их границы, обуславливая зернограничное и дисперсное упрочнение [6]. Типичная структура материалов этой группы (рис. 5) близка к детально изученной на базовой композиции «ПА4 – $C_{17}H_{35}COOH$ (0,7%)» (см. рис. 1, 2), но отличается большей плотностью частиц упрочняющих фаз.

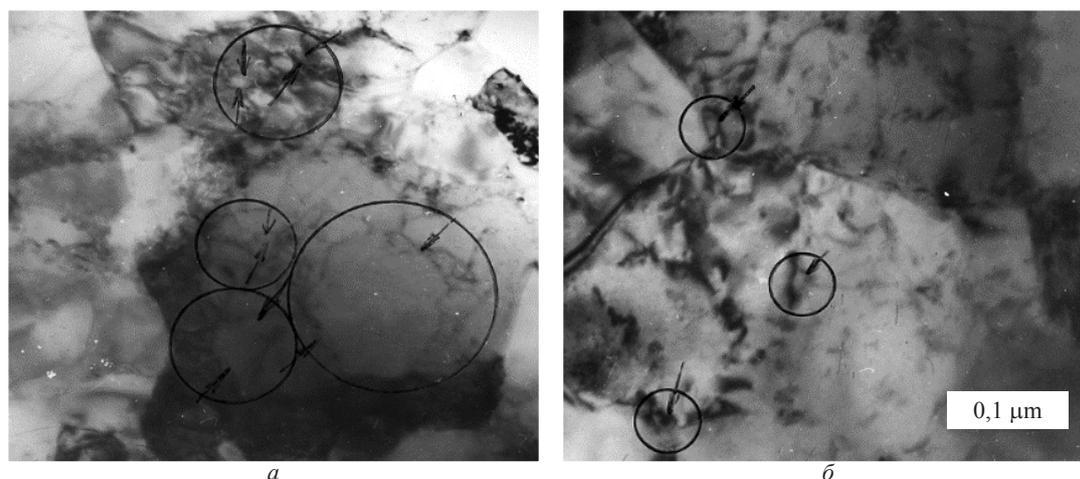


Рис.5. Структура материалов: *a* – «Al – Pb (10%) – MoO_3 (5%)»; *б* – «Al – Pb (10%) – Ni_2O_3 (5%)». ПЭМ

Эта же технология может быть использована для изготовления антифрикционных материалов на основе системы «алюминий – олово».

Таким образом, анализ приведенных выше результатов указывает на перспективность применения механически легированных композиционных комплексно-упрочненных микрокристаллических антифрикционных материалов основе алюминия для производства высоконагруженных изделий, работающих в условиях трения скольжения.

Проводниковые материалы

В электротехнике достаточно широкое применение находят алюминиевые проводниковые сплавы, работающие при повышенных температурах. Основными требованиями, предъявляемыми к их «вторым» компонентам (элементам) наряду с относительно высокой электропроводностью, являются отсутствие растворимости в алюминии, находящемся в твердом состоянии, способность образовывать дисперсные включения упрочняющих алюминидов, обладающих высокой стабильностью и твердостью в широком интервале температур и определяющих жаропрочность сплава. Этим требованиям наиболее отвечают редкоземельные металлы и, прежде всего, лантан. Он не растворяется в алюминии и образует

тугоплавкие алюминиды LaAl_4 , LaAl_2 . Первый имеет температуру плавления 1220°C , второй – 1420°C . В сплавах с содержанием лантана до 20% при температуре 640°C , близкой к температуре плавления алюминия, имеет место эвтектическое превращение, продуктом которого является смесь кристаллитов алюминия и алюминиды LaAl_4 . Содержание лантана в эвтектическом сплаве составляет 2,5%. Механические свойства сплавов, содержащих эвтектику, в большой мере определяются размером и характером распределения структурных составляющих. Все технологические способы и приемы, увеличивающие дисперсность и однородность распределения последних, приводят к повышению механических свойств, включая и характеристики жаропрочности. Одна из технологий, обеспечивающая изменение структуры и свойств в приведенном выше направлении, предполагает использование для производства проводниковых материалов, работающих при повышенных температурах, гранулированных порошков, полученных кристаллизацией расплавленного расплава с высоким содержанием редкоземельных металлов в воде [3]. Однако для производства высокопрочных материалов этого назначения наиболее перспективной является технология, основанная на применении механически легированных порошков. При этом базовой являлась система «ПА4 – $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$ (0,7%)». Легирующим металлом служил лантан, максимальное количество которого в материале достигало 25%. Влияние содержания лантана на физико-механические свойства механически легированных алюминиевых материалов приведено в табл. 6. При этом следует отметить, что механически легированный материал из базовой композиции «ПА4 – $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$ (0,7%)», не содержащий редкоземельных металлов, технология получения, фазовый состав, структура и свойства которого приведены выше, по комплексу физико-механических свойств (табл. 6) в большинстве случаев не уступает гранулированным сплавам [3] и по праву относится к группе проводниковых, работающих при повышенных температурах.

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

Содержание La, %	Физико-механические свойства при температуре						
	20 °C				350 °C		
	твёрдость HV	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	электрическое сопротивление, $\times 10^{-6}$ Ом · см	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	электрическое сопротивление, $\times 10^{-6}$ Ом · см
0	93	310	13	0,028	92	11	0,047
2	115	370	8	0,031	120	7	0,053
15	140	590	5	0,045	210	5	0,081
25	165	660	3	0,061	230	3	0,107

При легировании лантаном наряду с синтезированными в процессе реализации технологии фазами Al_2O_3 и Al_4C_3 , характерными для базовой системы, имеет место образование частиц тугоплавких алюминидов LaAl_4 , LaAl_2 диаметром $d \leq 0,1\text{мкм}$, обуславливающих дополнительное упрочнение. Кроме того, в этих материалах наблюдается тенденция к уменьшению размера зерен основы.

Сравнение полученных свойств с данными работы [3] при сопоставимом составе и, имея примерно такую же электропроводность, как и гранулированные сплавы, механически легированные материалы превосходят их по прочности в 2,0 раза, но уступают по пластичности в 2,3 раза.

В то же время механически легированные алюминиевые материалы, содержащие 15–25% лантана, по комплексу свойств как при низких, так и при высоких температурах превосходят известные материалы на основе систем «алюминий – легирующий металл» и могут с успехом применяться в качестве конструкционных для работы в жестких температурно-силовых условиях.

При этом следует отметить высокую универсальность технологии, основанной на реакционном механическом легировании. Так, например, кроме приведенных выше материалов, она с успехом может быть реализована для получения жаропрочных алюминиевых материалов с низким коэффициентом теплового расширения [16].

Выводы

Технология, основанная на реакционном механическом легировании, при оптимальных условиях ее реализации, обеспечивает возможность получения алюминиевых жаропрочных композиционных материалов с особыми свойствами: низкой плотностью, высоким значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов, низким электрическим сопротивлением, стойкостью против износа, низким

коэффициентом линейного расширения, которые по механическим свойствам в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает 350–400 °С, существенно превосходят аналоги. Высокая прочность всех разработанных материалов обусловлена формированием одноподобной структуры, имеющей микрокристаллическую основу с высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, надежно стабилизированных синтезированными в процессе реализации технологии наноразмерными частицами термодинамически стабильных и имеющих высокое значения модуля сдвига фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, Могилев: Белорусско-Российский университет, 2016. 420 с.
2. **Алюминиевые сплавы.** Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. М.: Metallurgia, 1972. 552 с.
3. **Добаткин, В.И., Елагин, В.И.** Гранулируемые алюминиевые сплавы / В.И. Добаткин, В.И. Елагин. М.: Metallurgia, 1982. 176 с.
4. **Витязь, П.А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 352 с.
5. **Layyous, F.F.** The correlation between mechanical alloying and microstructure of Al-Li-Mg alloys/ F.F. Layyous, S. I. J. Nativ, Lin // Jnt.Conf. Powder Met., London, 2–6 July, 1990: PM 90. Vol.1. London, 1990. P. 171–179.
6. **Ловшенко, Ф.Г.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, Б. Б. Хина. Могилев: Белорусско-Российский университет, 2008. 679 с.
7. **Ловшенко, Ф.Г.** Получение, состав, структура и свойства механически легированных композиционных жаропрочных материалов на основе системы «алюминий-магний» // Metallurgia машиностроения. 2018. № 4. С. 24–30.
8. **Горелик, С.С.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1978. 568 с.
9. **Захаров, М.В.** Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захарова. М.: Metallurgia, 1972. 384 с.
10. **Гуляев, А.П.** Материаловедение. М.: Metallurgia, 1986. 544 с.
11. **Ловшенко, Ф.Г.** Получение, структура и свойства механически легированных жаропрочных алюминиевых материалов на основе системы «алюминий – бор» / Ф.Г. Ловшенко, И. А. Лозиков. А.Э. Липский // Тр. 27-й Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2019. Беларусь». Минск, 2019. С. 102–108.
12. **Корх, С.К.** Получение антифрикционных материалов // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 57–60.
13. Трибохимические испытания антифрикционных порошковых ленточных материалов / В.В. Полотай, В.С. Воробаев, В.М. Очеретянский, А.В. Перепелкин // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 57–60.
14. **Буше, Н.А.** Исследование свойств прессованных полос, полученных из гранул алюминиевого сплава с 15% свинца, 3% олова и 1% меди / Н. А. Буше, Г. А. Мудренко, В. А. Двосиная // Науч. тр. ЦНИИ МПС. 1972. Вып. 473. С. 46–53
15. **Ловшенко, Г.Ф.** Дисперсно-упрочненные антифрикционные материалы на основе системы «алюминий-свинец» / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко // Порошковая металлургия. 2007. № 5/6. С. 44–52
16. **Ловшенко, Ф.Г.** Получение, структура и свойства жаропрочных механически легированных алюминиевых материалов с низким коэффициентом линейного расширения / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, Е.И. Марукович // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 6. С. 37–42.

REFERENCES

1. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svoystv mehanicheskii legirovannykh materialov* [Patterns of formation of phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2016, 420 p.
2. *Aljuminievye splavy. Promyshlennyye deformiruemye, spechennyye i litejnyye alju-minievye splavy* [Aluminum alloys. Industrial wrought, sintered and cast aluminum-alloy alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 552 p.
3. **Dobatkin V.I., Elagin, V.I.** *Granuliruemye aljuminievye splavy* [Granular Aluminum Alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982, 176 p.
4. **Vitjaz' P.A., Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Mehanicheski legirovannyye splavy na osnove aljuminija i medi* [Mechanically alloyed alloys based on aluminum and copper]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 1998, 352 p.
5. **Layyous F.F., Nativ S.I.J., Lin** The correlation between mechanical alloying and microstructure of Al-Li-Mg alloys. Jnt. Conf. Powder Met., London, 2–6 July, 1990, PM 90, Vol.1, London, 1990, pp. 171–179.
6. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F., Hina B.B.** *Nanostrukturnyye mehanicheski legirovannyye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2008, 679 p.
7. **Lovshenko F.G.** Poluchenie, sostav, struktura i svoystva mehanicheskii legirovannykh kompozitsionnykh zharoprochnykh materialov na osnove sistemy «aljuminiy-magnij» [Obtaining, composition, structure and properties of mechanically alloyed composite heat-resistant materials based on the aluminum-magnesium system]. *Metallurgija mashinostroeniya = Metallurgy Engineering*, 2018, no. 4, pp. 24–30.
8. **Gorelik S.S.** *Rekristallizacija metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1978, 568 p.
9. **Zaharov M.V., Zaharova A.M.** *Zharoprochnyye splavy* [Heat Resistant Alloys]. Moscow, Metallurgija Publ, 1972, 384 p.
10. **Guljaev A.P.** *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Metallurgija Publ, 1986, 544 p.
11. **Lovshenko F.G., Lozikov I.A., Lipskij A.Je.** Poluchenie, struktura i svoystva mehanicheskii legirovannykh zharoprochnykh aljuminievyykh materialov na osnove sistemy «aljuminiy – bor» [Obtaining, structure and properties of mechanically alloyed heat-resistant aluminum materials based on the aluminum-boron system]. *Trudy 27-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe*

производство и металлургия 2019. Belarus» = *Proceedings of the 27th International Scientific and Technical Conference «Foundry and Metallurgy 2019. Belarus*». Minsk, 2019, pp. 102–108.

12. **Korh S. K.** Poluchenie antifrikcionnyh materialov [Obtaining antifriction materials]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder Metallurgy*, 1986, no. 8, pp. 57–60.

13. **Polotaj V. V., Voropaev V. S., Ocheretjanskij V. M., Perepelkin A. V.** Tribohimicheskie ispytaniya antifrikcionnyh poroshkovyh lentochnyh materialov [Tribochemical testing of antifriction powder tape materials]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder Metallurgy*, 1986, no. 8, pp. 57–60.

14. **Bushe N. A., Mudrenko G. A., Dvosinaja V. A.** Issledovanie svojstv pressovannyh polos, poluchennyh iz granul aljuminievogo splava s 15 % svinca, 3 % olova i 1 % medi [Investigation of the properties of pressed strips obtained from granules of an aluminum alloy with 15 % lead, 3 % tin and 1 % copper]. *Nauchnye trudy CNII MPS = Scientific works of the Central Research Institute of the Ministry of Railways*, 1972, vyp. 473, pp. 46–53.

15. **Lovshenko G. F., Lovshenko F. G.** Dispersno-uprochnennye antifrikcionnye materialy na osnove sistemy «aljuminiij-svinec» [Dispersion-strengthened antifriction materials based on the aluminum-lead system]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder Metallurgy*, 2007, no. 5/6, pp. 44–52.

16. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Marukovich E. I.** Poluchenie, struktura i svojstva zharoprochnyh mehanicheski legirovannyh aljuminievyh materialov s nizkim koeficientom linejnogo rasshirenija [Obtaining, structure and properties of heat-resistant mechanically alloyed aluminum materials with a low coefficient of linear expansion]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Procurement in engineering*, 2006, no. 6, pp. 37–42.