УДК: 669 DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-68-76

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПЛАНЕТАРНОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al–Mn–Cu

© 2022 г. **О.А. Яковцева, А.С. Просвиряков, В.В. Чеверикин, Э.Н. Занаева, А.В. Михайловская**

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 28.02.22 г., доработана 22.03.22г., подписана в печать 25.03.22 г.

Аннотация: Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализов, электронной сканирующей микроскопии исследовано влияние времени обработки в планетарной шаровой мельнице на морфологию, фазовый состав и микроструктуру гранул сплава системы Al–Mn–Cu с частицами наноалмаза и без них. Фазовый состав сплава определен методом рентгенофазового анализа после литья и обработки в течение 5–20 ч. Показано, что частицы наноалмаза способствуют огрублению гранул, особенно выраженному с увеличением времени размола до 20 ч. При этом размер гранул исходного сплава слабо зависит от времени обработки. В процессе механического легирования происходит растворение фаз кристаллизационного происхождения, имеющих в составе медь. Период решетки алюминиевого твердого раствора уменьшается после 5-часовой обработки до 0,4028–0,4030 нм, а с увеличением времени размола возрастает. При нагреве механически легированных гранул выявлены экзотермические эффекты, связанные с выделением вторичных фаз, а при более продолжительном времени размола интенсивность пиков уменьшается. Температура солидуса образцов после механического легирования снижается, при этом в образце с частицами наноалмаза наблюдается экзотермический эффект, который может быть связан с образованием карбида алюминия, окислительными реакциями в частицах наноалмаза. Максимальные значения микротвердости гранул достигаются после 5–10 ч механического легирования, при этом наличие частиц наноалмаза незначительно повышает максимум микротвердости с 316 до 330 HV. Полученные результаты говорят о растворении меди и марганца в алюминиевом твердом растворе после 5 ч обработки и их выделении при большем времени размола. Частицы наноалмаза не влияют на растворение элементов, но ускоряют распад твердого раствора с увеличением времени обработки.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, механическое легирование, микроструктура, рентгеноструктурный анализ, микротвердость.

Яковцева О.А. – канд. техн. наук, ассистент кафедры «Металловедение цветных металлов» (МЦМ), НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: yakovtseva.oa@misis.ru.

Просвиряков А.С. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории ультрамелкозернистых металлических материалов НИТУ «МИСиС». E-mail: pro.alex@mail.ru.

Чеверикин В.В. – канд. техн. наук, вед. науч. сотр. кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: cheverikin80@rambler.ru.

Занаева Э.Н. – канд. техн. наук, уч. мастер, науч. сотр. кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: zanaeva@misis.ru.

Михайловская А.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: mihaylovskaya@misis.ru.

Для цитирования: *Яковцева О.А., Просвиряков А.С., Чеверикин В.В., Занаева Э.Н., Михайловская А.В.* Влияние высокоэнергетической обработки в планетарной шаровой мельнице на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость сплава Al–Mn–Cu. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2022. Т. 28. No. 3. С. 68–76. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-68-76.

Effect of high-energy ball milling on the microstructure, phase composition and microhardness of the Al–Mn–Cu alloy

O.A. Yakovtseva, A.S. Prosviryakov, V.V. Cheverikin, E.N. Zanaeva, A.V. Mikhaylovskaya

National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

Received 28.02.2022, revised 22.03.2022, accepted for publication 25.03.2022

Abstract: *X*-ray diffraction and scanning electron microscopy methods were used to study the effect of the planetary ball mill treatment time on the morphology, phase composition and microstructure of the Al–Mn–Cu-based alloy granules with and without nanodiamond

particles. The phase composition of the alloy was determined by *X*-ray diffraction after casting and milling for 5–20 h. It was shown that nanodiamond particles promote granule coarsening, and this is especially noticeable with an increase in the milling time up to 20 h. At the same time, the size of initial alloy granules weakly depends on the processing time. Cu-bearing phases of crystallization origin dissolve during mechanical alloying. The lattice constant of the aluminum solid solution decreases after 5-hour treatment to 0.4028–0.4030 nm, and increases with further increasing milling time. Exothermic effects associated with the precipitation of secondary phases were revealed for mechanically alloyed granules during heating. An increase in the milling time reduces the intensity of peaks. The solidus temperature of samples decreased after mechanical alloying. For the nanodiamond-bearing sample, an exothermic effect is observed which can be ascribed to the aluminum carbide formation or oxidation reactions in nanodiamond particles. The maximum microhardness is achieved after 5–10 h of mechanical alloying, and the nanodiamond particles slightly increase the maximum microhardness from 316 to 330 HV. The results indicate the dissolution of copper and manganese in the aluminum solid solution after 5 h of treatment and their precipitation with the increasing milling time. Nanodiamond particles have no effect on the dissolution of elements but accelerate the solid solution decomposition with the increasing treatment time.

Keywords: aluminum alloys, mechanical alloying, microstructure, *X*-ray diffraction analysis, microhardness.

Yakovtseva O.A. – Cand. Sci. (Eng.), assistant at the Department of physical metallurgy of non-ferrous metals (PMNFM), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4).
E-mail: yakovtseva.oa@misis.ru.

Prosviryakov A.S. – Cand. Sci. (Eng.), senior researcher of Laboratory of ultra fine grained metallic materials, NUST «MISIS».
E-mail: pro.alex@mail.ru.

Cheverikin V.V. – Cand. Sci. (Eng.), leading researcher at the Department of PMNFM, NUST «MISIS».
E-mail: cheverikin80@rambler.ru.

Zanaeva E.N. – Cand. Sci. (Eng.), educational master, researcher at the Department of PMNFM, NUST «MISIS».
E-mail: zanaeva@misis.ru.

Mikhaylovskaya A.V. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof. at the Department of PMNFM, NUST «MISIS».
E-mail: mihaylovskaya@misis.ru.

For citation: *Yakovtseva O.A., Prosviryakov A.S., Cheverikin V.V., Zanaeva E.N., Mikhaylovskaya A.V.* Effect of high-energy ball milling on the microstructure, phase composition and microhardness of the Al–Mn–Cu alloy. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2022. Vol. 28. No. 3. P. 68–76 (In Russ.).
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-68-76.

Введение

Алюминиевые сплавы широко распространены благодаря их высокой прочности, деформируемости, коррозионной и термической стойкости [1, 2]. Ограничивают области применения Al-сплавов низкая прочность и особенно жаропрочность [3]. Сплавы на основе системы Al—Cu—Mn имеют наиболее высокие характеристики длительной прочности и сопротивления ползучести [4—6]. Упрочнение при повышенных температурах достигается благодаря механизму дисперсионного твердения, реализуемому за счет дисперсоидов фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и выделений θ-фазы ($CuAl_2$). Mn-содержащая фаза выделяется при более высоких температурах и имеет более высокую термическую стабильность, чем $CuAl_2$, во многом обеспечивая высокотемпературные свойства сплава. Из-за малой растворимости марганца в алюминии при использовании классических технологий не достигается достаточно высокая плотность выделений $Al_{20}Cu_2Mn_3$-фазы [7]. В результате рабочие температуры в сплавах невысокие [1].

Композиционные материалы (КМ) с алюминиевой матрицей демонстрируют значительно более высокие характеристики жаропрочности ввиду термической стабильности структуры, в том числе благодаря упрочнению керамическими частицами. Механическое легирование является эффективным методом получения КМ с однородно распределенными керамическими частицами в металлической матрице [8—12]. Дополнительное преимущество метода заключается в возможности формирования наноструктуры, обладающей высокой термической стабильностью [13—16]. Путем механического легирования можно увеличить содержание марганца и одновременно повысить прочностные характеристики [6, 17]. Так, обработка в шаровой мельнице алюминиевого сплава с большой добавкой переходного металла позволяет получить высокопрочный КМ в результате экстремального диспергирования микроструктуры [18].

Целью данной работы являлось изучение влияния продолжительности обработки в планетарной шаровой мельнице и добавки частиц наноалмаза на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость литого алюминиевого сплава с высоким содержанием марганца и меди.

Методика исследований

В качестве матричного сплава исследован сплав среднего состава Al—18%Mn—8%Cu (мас.%). Он был получен с использованием алюминия марки А85, марганца марки Мн95 и меди марки М1 литьем в графитовую изложницу в индукционной печи «Interselt» (г. С.-Петербург). Предварительно подготовленная из сплава стружка была подвергнута обработке в планетарной шаровой мельнице «Retsch PM400» (Retsch GmbH, Германия) в атмосфере аргона в течение 5—20 ч. Обрабатывали исходный матричный сплав и сплав с 5 об.% частиц наноалмаза. Средний размер неагломерированных частиц наноалмаза был равен 5 нм. Соотношение масс стальных мелющих шаров и обрабатываемого материала составляло 20 : 1. Скорость вращения планетарного диска/размольных барабанов — 300 об/мин.

Для измерения микротвердости и анализа микроструктуры гранул использовали образцы, полученные смешением гранул и самотвердеющего вещества в соотношении 1 : 1. Микротвердость измеряли по методу Виккерса на микротвердомере 402MVD (Wilson&Wolpert, Нидерланды) при нагрузке 25 г. Микроструктуру сплава, состав и структуру гранул изучали при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «Vega 3LMH» (Tescan, Чехия). Образцы литого сплава и гранул, запрессованных в самотвердеющую смесь, механически полировали на SiC-бумаге разной дисперсности, а затем на суспензии. Размер гранул оценивали по СЭМ-фотографиям и характеризовали величиной средней продольной хорды.

Температуру солидуса и плавления фаз сплава и обработанного материала определяли методом дифференциального термического анализа при нагреве в интервале температур 20—700 °С со скоростью 5 К/мин на калориметре «Labsys DSC 1600» (Setaram, Франция). Фазовый состав определяли по рентгенограммам, полученным на дифрактометре «D8 Discover» (Bruker AXS, Германия) в излучении CuK_α.

Расчет размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) проводили методом Вильямсона—Холла, описанным в работах [9, 19]. По результатам расчета строили графики в координатах sinθ по оси x и $\beta_{hkl}\cos\theta$ по оси y, по наклону прямой линии и ее пересечению с вертикальной ординатой определяли размер ОКР.

Результаты и их обсуждение

Рентгенофазовым анализом (РФА) сплава в литом состоянии идентифицированы алюминиевый твердый раствор и интерметаллиды $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_6Mn, $CuAl_2$ (рис. 1).

Микроструктура сплава в литом состоянии представлена алюминиевым твердым раствором темно-серого цвета, серыми включениями Mn-содержащих интерметаллидов, принадлежащих, согласно РФА, фазам $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_6Mn, и белыми включениями, богатыми медью, фазы $CuAl_2$ (рис. 2). Согласно энергодисперсионному анализу (ЭДА), в твердом растворе содержалось в среднем 3 % Cu и 2 % Mn, а в интерметаллидах — от 25 до 36 % Mn и 4—11 % Cu (мас.%). Фазовый состав сплава соответствовал рассчитанным в программе «ThermoCalc» данным (рис. 3).

После обработки в планетарной шаровой мельнице в течение 5 ч стружка измельчалась (рис. 4), формировались гранулы исходного сплава со средним размером 54 ± 5 мкм. При увеличении времени размола (τ = 20 ч) средний размер гранул уменьшался до 40 ± 4 мкм. У композиционного материала с частицами наноалмаза (НА) средний размер гранул варьировался в интервалах 48—63 мкм (τ = 5 ч) и 190—350 мкм (τ = 20 ч), наблюдались мелкая и крупная фракции гранул. Рент-

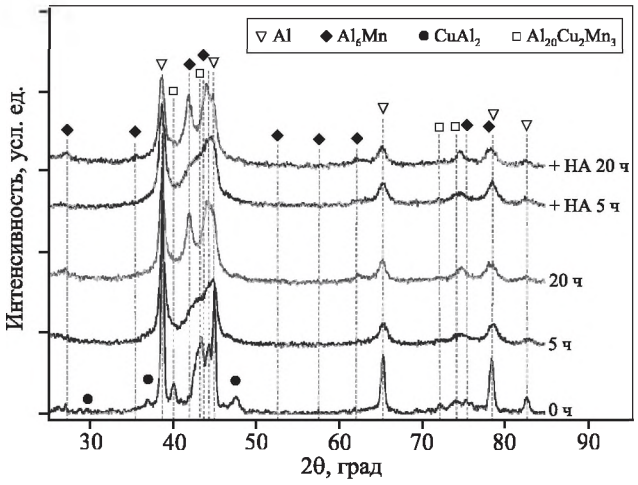

Рис. 1. Дифрактограмма сплава Al–18%Mn–8%Cu исходного и с добавкой наноалмаза (НА) после литья (0 ч) и обработки в планетарной мельнице в течение 5 и 20 ч

Fig. 1. XRD diagram of Al–18%Mn–8%Cu alloy and granular with nanodiamond (ND); as-cast state (0 h) and planetary ball mill treatment for 5 and 20 h

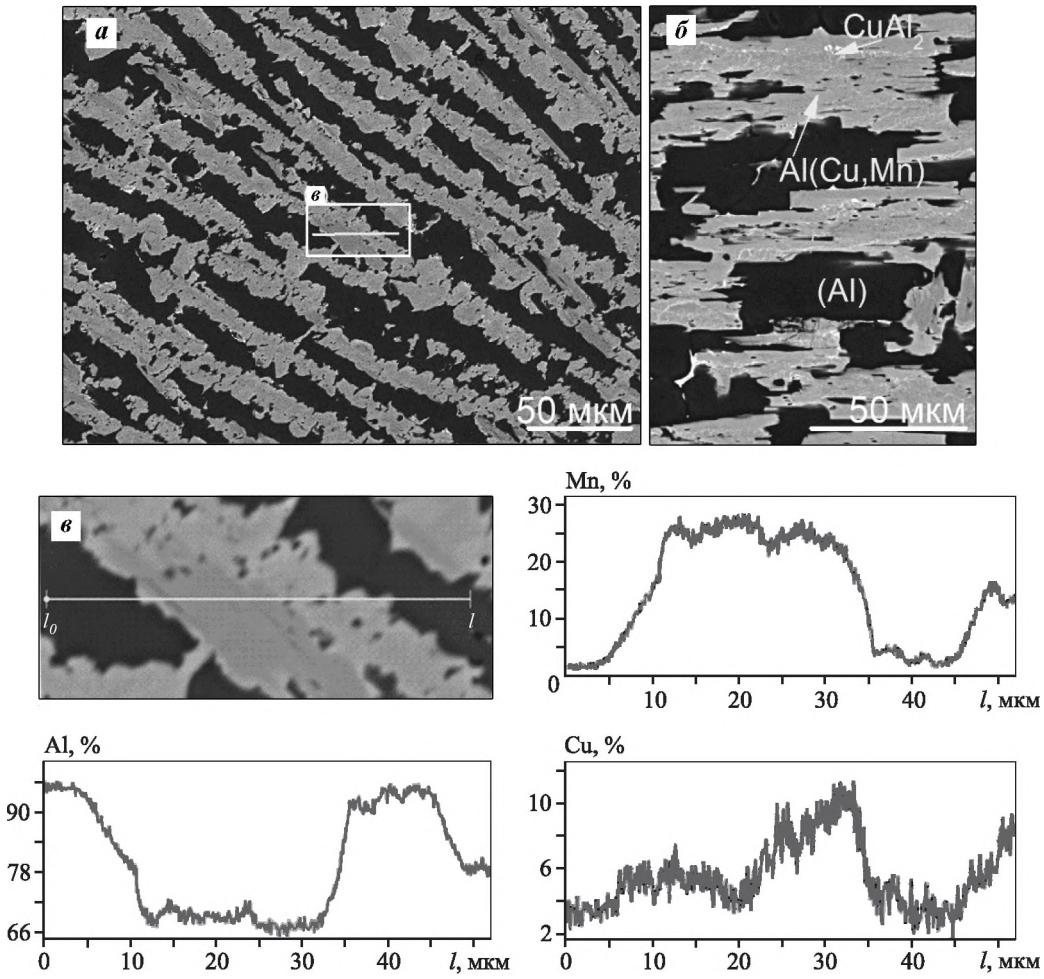

Рис. 2. Микроструктура литого сплава Al–18%Mn–8%Cu (***а***, ***б***) и ЭДА-анализ увеличенного фрагмента вдоль линии l_0–l (***в***)

Fig. 2. Microstructure of Al–18%Mn–8%Cu (***а***, ***б***) as-cast alloy and EDX analysis of the magnified fragment along the line l_0–l (***в***)

генограммы образцов при времени обработки 10 и 20 ч были идентичны. Таким образом, увеличение времени обработки не привело к укрупнению гранул исходного сплава, а добавление частиц наноалмаза способствовало слипанию частиц порошка и огрубению гранул.

Микроструктура гранул после обработки в течение 5—20 ч (рис. 4) представлена алюминиевым твердым раствором и включениями частиц интерметаллидов. По результатам СЭМ, различий в микроструктурах гранул с частицами наноалмаза и без них не выявили.

Температура неравновесного солидуса сплава в литом состоянии соответствует температуре плавления неравновесной эвтектики (Al) + $CuAl_2$, т.е. 615 °С, а температура равновесного солидуса, определенного методом ДСК, равна 623 °С (рис. 5, *а*). Равновесный солидус близок к расчетной температуре солидуса 627 °С, полученной в программе «ThermoCalc». Температура солидуса снизилась после 5 ч обработки до 610 °С в исходном порошке и до 605 °С в порошке с наноалмазом, что говорит об увеличении содержания меди и марганца в алюминиевом твердом растворе после обработки. В образце с наноалмазами наблюдали экзотермический эффект в интервале температур 550—600 °С, т.е. в области температур плавления матричного сплава. В работе [20] данный тепловой эффект связывали с формированием карбида алюминия Al_4C_3. Также этот эффект может быть обусловлен окислением порошковых частиц сплава из-за присутствия некоторого количества кислорода [21].

Рентгенофазовый анализ (см. рис. 1) после 5 ч обработки не выявил фазу $CuAl_2$, что говорит о

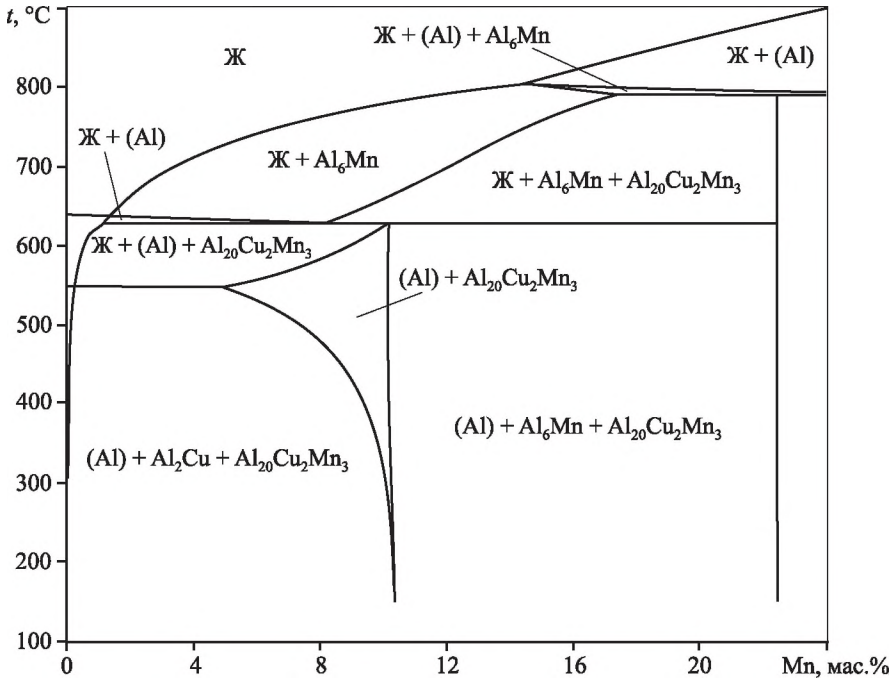

Рис. 3. Политермический разрез тройной диаграммы состояния Al–8%Cu–*X*%Mn (ThermoCalc)

Fig. 3. Polythermal cross section of Al–8Cu–var.%Mn (ThermoCalc software)

ее растворении в процессе механического легирования в исследуемых материалах. Наблюдается существенное уширение пиков, принадлежащих частицам интерметаллидов и алюминиевому твердому раствору. При этом интенсивность пиков от фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ уменьшилась после обработки в течение 5 ч, а после $\tau = 20$ ч рентгенофазовый анализ выявил две основные фазы — (Al) и Al_6Mn — в обоих материалах (с НА и без НА). Частицы наноалмаза не идентифицированы при РФА — вероятно, ввиду их нанометрического размера и малой объемной доли. Уширение дифракционных пиков свидетельствует о значительном диспергировании структуры, вплоть до нанокристаллического состояния, свойственного механически легированным гранулам [22].

По данным рентгеноструктурного анализа можно отметить значительное, по сравнению с литым состоянием, уменьшение периода решетки в образцах после 5-часой обработки (рис. 6, *а*), что может быть связано с растворением фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

Увеличение времени обработки до 10—20 ч привело к росту периода решетки, причем в материале с частицами наноалмаза значения выросли существеннее, чем в гранулах исходного сплава. Так как выделение Cu-содержащих частиц не выявлено, повышение периода решетки должно быть результатом выделения частиц фазы Al_6Mn. Таким образом, рентгеноструктурный анализ свидетельствует об увеличении растворимости меди и марганца в алюминиевом твердом растворе после 5-часовой обработки и ее уменьшении при более длительной обработке. Минимальные значения периода решетки 0,4028 нм, полученные для гранул без наноалмаза, соответствуют содержанию в растворе 2,5 мас.% Mn при полном растворении 8 мас.% меди, содержащейся в сплаве. Данная оценка была проведена с помощью формулы, представленной авторами [23].

При этом после 5 ч обработки в сплаве присутствовала фаза $Al_{20}Cu_2Mn_3$, поэтому содержание меди в растворе должно быть меньше указанных значений, а марганца — больше. Аналогичное поведение с растворением марганца в первые 30 ч обработки и последующим его выделением наблюдали в двойном сплаве Al—Mn при механическом легировании. При этом в двойном сплаве растворимость Mn после механического легирования составила 3,1 ат.% [1].

Наименьшие значения ОКР = 7÷12 нм получены в исходном сплаве после обработки при $\tau = 5 \div 10$ ч, с увеличением времени размола до 20 ч происходит их рост (см. рис. 6, *б*). В гранулах с нано-

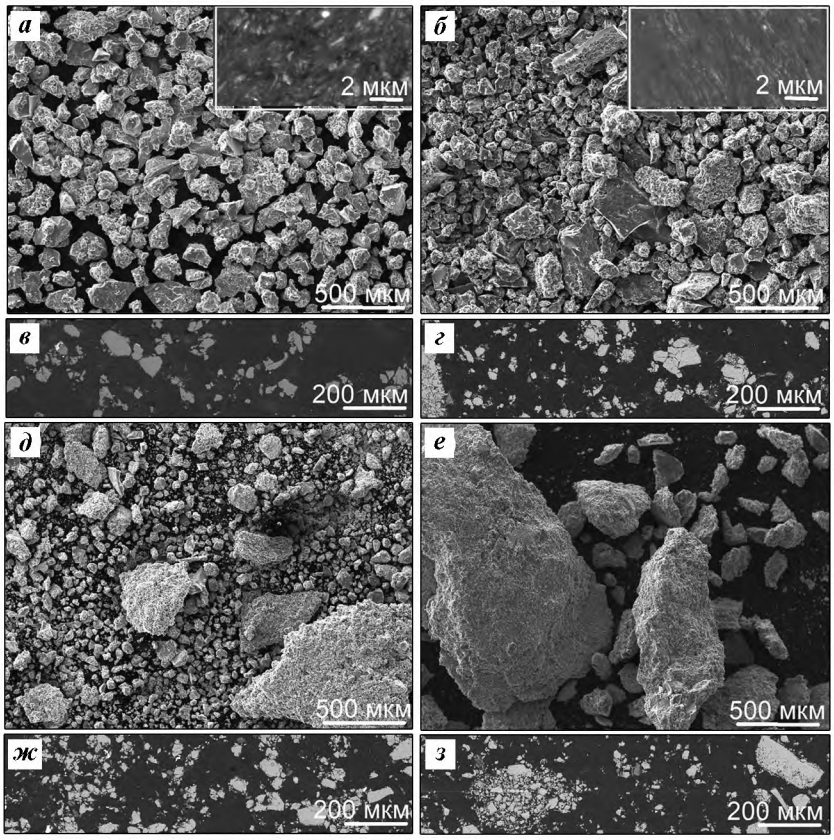

Рис. 4. Морфология порошковых частиц Al–18%Mn–8%Cu (***а***, ***б***, ***д***, ***е***) и микроструктура (***в***, ***г***, ***ж***, ***з***) после 5 ч (***а***–***г***) и 20 ч (***д***–***з***) обработки в планетарной мельнице
а, ***в***, ***д***, ***ж*** – исходный сплав; ***б***, ***г***, ***е***, ***з*** – гранулы сплава с добавкой наноалмаза

Fig. 4. Morphology of Al–18%Mn–8%Cu (***а***, ***б***, ***д***, ***е***) powder particles and microstructure (***в***, ***г***, ***ж***, ***з***) after 5 h (***а***–***г***) and 20 h (***д***–***з***) of planetary mill treatment
а, ***в***, ***д***, ***ж*** – initial alloy; ***б***, ***г***, ***е***, ***з*** – granular of the alloy with nanodiamond

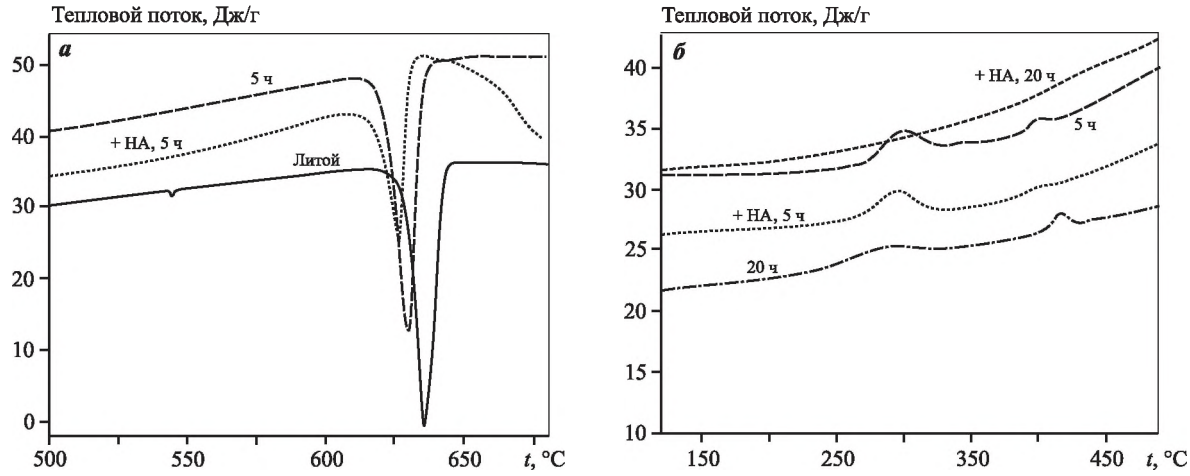

Рис. 5. Зависимости теплового потока от температуры в интервалах 500–700 °C (***а***) и 125–500 °C (***б***) для сплава Al–18%Mn–8%Cu и гранул сплава с добавкой наноалмаза (НА); состояние литое и после размола в планетарной мельнице в течение 5 и 20 ч

Fig. 5. Temperature dependence of heat flow in a temperature range of 500–700 °C (***а***) and 125–500 °C (***б***) for the Al–18%Mn–8%Cu alloy and granules of the alloy with nanodiamond (ND); the states are as-cast state and after planetary mill treatment for 5 and 20 h

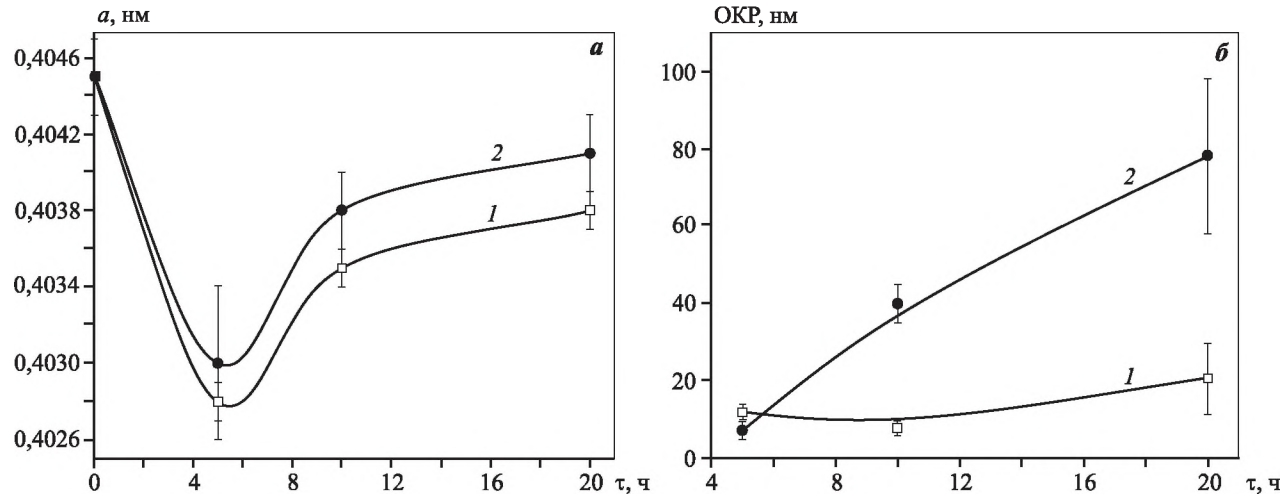

Рис. 6. Изменение периода решетки (***а***) и ОКР (***б***) в течение времени размола в гранулах сплава Al–18%Mn–8%Cu (***1***) и с добавкой наноалмаза (***2***)

Fig. 6. Lattice parameter (***a***) and coherent scattering region (***б***) as a function of milling time in the Al–18%Mn–8%Cu granular alloy (***1***) and with nanodiamond (***2***)

алмазом минимум ОКР (8 ± 3 нм) наблюдали при τ = 5 ч, причем при дальнейшем размоле значения ОКР растут значительнее, достигая 78 ± 20 нм. Данный эффект наноалмаза можно объяснить увеличением разогрева КМ в процессе обработки, что связано со свариванием гранул и снижением эффективности механического легирования.

На ДСК-кривых гранул исследуемых материалов при нагреве (см. рис. 5, *б*) отмечены два пика с выделением тепла в интервалах температур 230—330 и 385—430 °С, свидетельствующие о распаде твердого раствора с образованием вторичных фаз. Пики могут быть связаны с выделением при нагреве частиц вторичных фаз $CuAl_2$, $Al_{20}Cu_2Mn$, Al_6Mn [24]. Данные эффекты наблюдали после 5 и 20 ч размола в гранулах исходного сплава и после 5 ч обработки в гранулах с частицами наноалмаза. В гранулах матричного сплава увеличение времени размола приводит к уменьшению интенсивности низкотемпературного пика и росту интенсивности высокотемпературного пика. В гранулах с частицами наноалмаза, подвергнутых 20-часовой высокоэнергетической обработке, тепловых эффектов в указанных диапазонах температур не обнаружено, что свидетельствует о меньшей пересыщенности твердого раствора в данном состоянии.

Микротвердость исходного литого сплава составила 210 ± 30 HV, а после высокоэнергетической обработки она возрастает. Так, после 10 ч размола

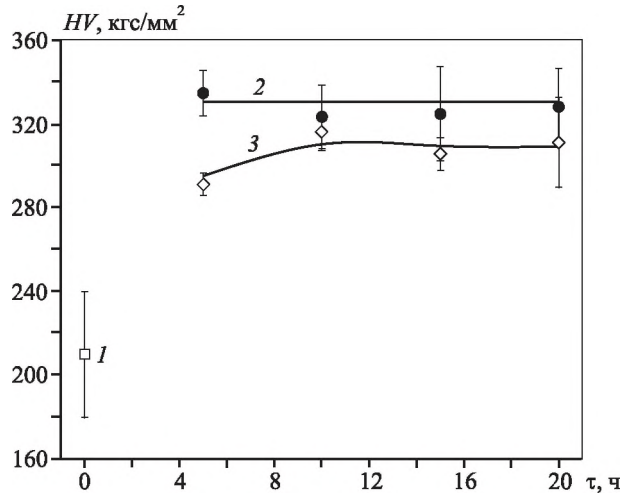

Рис. 7. Зависимость микротвердости литого сплава Al–18%Mn–8%Cu (***1***) и его гранул с добавкой наноалмаза (***2***) и без нее (***3***) от времени размола

Fig. 7. Microhardness of Al–18%Mn–8%Cu as-cast alloy (***1***), the granules of the alloy (***3***) and the granular of the alloy with nanodiamond (***2***) as a function of milling time

значения микротвердости гранул чистого матричного сплава и с добавкой частиц наноалмаза составили 316 ± 9 HV и 330 ± 15 HV соответственно. С дальнейшим увеличением времени размола твердость в пределах доверительного интервала не меняется. Таким образом, присутствие наноалмазов не вносит существенного упрочнения.

Заключение

Изучено изменение параметров микроструктуры и фазового состава сплава Al—18%Mn—8%Cu без наноалмаза и с его добавкой 5 об.% в процессе высокоэнергетической обработки в планетарной шаровой мельнице в течение 5—20 ч. Обработка стружки сплава продолжительностью 5 ч приводит к формированию гранул размером 49—59 мкм в сплаве исходного состава и гранул 48—63 мкм в композиционном материале с частицами наноалмаза. При более длительном времени размола (до 20 ч) средний размер гранул в исходном сплаве не изменяется, а в КМ с НА — увеличивается, составляя 270 ± 80 мкм (величина гранул варьируется от 100 до 900 мкм).

В литом состоянии сплав состоял из твердого раствора на основе алюминия, интерметаллидов фаз $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_6Mn и включений неравновесной фазы $CuAl_2$. Показано, что в течение первых 5 ч обработки происходит растворение $CuAl_2$, снижение доли фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$, при этом период решетки алюминиевого твердого раствора уменьшается с 0,4045 до 0,4028 нм благодаря растворению меди и марганца в твердом растворе. С увеличением времени размола до 20 ч период решетки алюминиевого твердого раствора увеличивается до 0,4038 нм, при этом гранулы матричного сплава состоят в основном из алюминиевого твердого раствора и фазы Al_6Mn. При нагреве гранул сплава исходного состава наблюдали экзотермические эффекты, связанные с выделением вторичных фаз в интервалах температур 230—330 и 385—430 °С. Данные эффекты наиболее выражены после 5 ч обработки.

Обработка гранул матричного сплава в течение 10 ч приводит к росту микротвердости с 210 до 316 HV. Введение частиц наноалмаза незначительно повышает этот показатель до 330 HV, при этом максимум твердости достигается уже после 5 ч размола.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 21-79-00273.

Acknowledgments. *The research was funded by the Russian Science Foundation, Project № 21-79-00273.*

Литература/References

1. *Darling K.A., Roberts A.J., Armstrong L., Kapoor D., Tschopp M.A., Kecskes L.J., Mathaudhu S.N.* Influence of Mn solute content on grain size reduction and improved strength in mechanically alloyed Al—Mn alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. Vol. 589. P. 57—65.
2. *Konopatsky A.S., Yusupov K.U., Corthay S., Matveev A.T., Kovalskii A.M., Shtansky D.V.* High-strength aluminum-based composite materials reinforced by microstructures and nanostructures (mini review). *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. No. 6. P. 720—729.
3. *Шалунов Е.П., Архипов И.В.* Жаропрочные материалы на основе порошкового алюминиевого сплава для армирования поршней форсированных двигателей. *Вестн. Чуваш. ун-та.* 2012. No. 3. С. 244—251.
   Shalunov E.P., Arkhipov I.V. Heat-resistant materials based on powder aluminum alloys for reinforcement of the forced engines pistons. *Vestnik Chuvashskogo Universiteta.* 2012. No. 3. P. 244—251 (In Russ.).
4. *Просвиряков А.С.* Механическое легирование алюминиевого сплава частицами наноалмаза. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2013. No. 4. С. 45—50.
   Prosviryakov A.S. Mechanical alloying of aluminum alloy with nanodiamond particles. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. No. 56 (1). P. 92—96.
5. *Shechtman D., Schaefer R.J., Biancaniello F.S.* Precipitation in rapidly solidified Al—Mn alloys. *Metall. Trans. A. Phys. Metall. Mater. Sci.* 1984. Vol. 15 A. No. 11. P. 1987—1997.
6. *Eckert J., Schultz L., Urban K.* Compositional dependence of quasicrystal formation in mechanically alloyed Al—Cu—Mn. *J. Less Common Met.* 1990. Vol. 167. No. 1. P. 143—152.
7. *Darling K.A., Roberts A.J., Catalano J.E., Tschopp M.A., Kecskes L.J.* Effect of processing parameters on the microstructure of mechanically alloyed nanostructured Al—Mn alloys. In: *Advanced composites for aerospace, marine, and land applications II.* Springer, Cham., 2015. P. 3—11. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48141-8_1.
8. *Murty B.S., Ranganathan S.* Novel materials synthesis by mechanical alloying/milling. *Int. Mater. Rev.* 1998. Vol. 43. No. 3. P. 101—141.
9. *Rofman O.V., Prosviryakov A.S., Kotov A.D., Bazlov A.I., Milovich P.O., Karunakaran G., Mikhaylovskaya A.V.* Fabrication of AA2024/SiCp metal matrix composite by mechanical alloying. *Met. Mater. Int. (Korean Institute of Metals and Materials).* 2021. Vol. 28. No. 3. P. 811—822.
10. *Sharifi H., Borujeni H.R., Nasresfahani M.R.* The influence of volume fraction of SiC particles on the properties of Al/SiCp nanocomposites produced by powder metallurgy with high energy ball milling. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2016. Vol. 57. No. 7. P. 728—733.

11. *Иванов Д.А., Шляпин С.Д., Вальяно Г.Е.* Изучение механизма разрушения алюмоматричного дисперсно-упрочненного композиционного материала Al—Al_4C_3—Al_2O_3 со слоистой структурой при статическом и ударном нагружениях. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2020. No. 4. С. 66—75. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-66-75.
Ivanov D.A., Shlyapin S.D., Valiano G.E. Mechanism of destruction of the Al—Al_4C_3—Al_2O_3 alumo-matrix dispersion-hardened composite material with a layered structure on static and shock loading. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings).* 2020. No. 4. P. 66—75 (In Russ.). https://doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-66-75.
12. *Rofman O.V., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Mochugovskiy A.G., Mohamed A.K., Cheverikin V.V., Short M.P.* AA2024/SiC metal matrix composites simultaneously improve ductility and cracking resistance during elevated temperature deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 2020. Vol. 790. P. 139697.
13. *Esquivel J., Wachowiak M.G., O'Brien S.P., Gupta R.K.* Thermal stability of nanocrystalline Al—5at.%Ni and Al—5at.%V alloys produced by high-energy ball milling. *J. Alloys Compd.* 2018. Vol. 744. P. 651—657.
14. *Kim G.H., Kim H.S., Kum D.W.* Determination of titanium solubility in alpha-aluminum during high energy milling. *Scr. Mater.* 1996. Vol. 34. No. 3. P. 421—428.
15. *Li F., Ishihara K.N., Shingu P.H.* The formation of metastable phases by mechanical alloying in the aluminum and copper system. *Metall. Trans. A.* 1991. Vol. 22. No. 12. P. 2849—2854.
16. *Esquivel J., Gupta R.K.* Influence of the V content on microstructure and hardness of high-energy ball milled nanocrystalline Al—V alloys. *J. Alloys Compd.* 2018. Vol. 760. P. 63—70.
17. *Eckert J., Schultz L., Urban K.* Quasicrystal formation and phase transitions by ball milling. *Mater. Sci. Eng. A.* 1991. Vol. 133. P. 393—397.
18. *Prosviryakov A.S., Shcherbachev K.D., Tabachkova N.Y.* Investigation of nanostructured Al—10wt.%Zr material prepared by ball milling for high temperature applications. *Mater. Charact.* 2017. Vol. 123. P. 173—177.
19. *Rofman O.V., Prosviryakov A.S., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Bazlov A.I., Cheveriki V.V.* Processing and microstructural characterization of metallic powders produced from chips of AA2024 alloy. *JOM.* 2019. Vol. 71. No. 9. P. 2986—2995.
20. *Popov V.A., Prosviryakov A.S., Sagalova T., Többens D., Kiryukhantsev-Korneev Ph.* Use of mechanical alloying for production of aluminium matrix composites with non-agglomerated nanodiamond reinforcing particles. *Acta Phys. Pol., A.* 2014. Vol. 126. P. 1008—1011.
21. *Nayak S.S., Pabi S.K., Murty B.S.* Al—(L12)Al3Ti nanocomposites prepared by mechanical alloying: Synthesis and mechanical properties. *J. Alloys Compd.* 2010. Vol. 492. No.1—2. P. 128—133.
22. *Prosviryakov A., Bazlov A., Pozdniakov A., Emelina N.* Low-cost mechanically alloyed copper-based composite reinforced with silicate glass particles for thermal applications. *JOM.* 2019. Vol. 71. No. 3. P. 995—1001.
23. *Prosviryakov A.S., Shcherbachev K.D.* Strengthening of mechanically alloyed Al-based alloy with high Zr contents. *Mater. Sci. Eng. A.* 2018. Vol. 713. P. 174—179.
24. *Suryanarayana C.* Mechanical alloying and milling. *Prog. Mater. Sci.* 2001. Vol. 46. No. 1—2. P. 1—184.