

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках государственного контракта № 16.552.11.7073 по мероприятию 5.2 ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2013 годы», а также при поддержке РФФИ (проект № 12-08-00185-а).  
Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Материаловедение и металлургия» на базе НИТУ «МИСиС».

## ЛИТЕРАТУРА

1. Suryanarayana C. // Prog. Mater. Sci. 2001. Vol. 46. P. 1.
2. Lü L., Lai M. O. Mechanical Alloying. Boston: Kluwer Acad. Publ., 1998.

3. Poirier D., Drew R., Trudeau M., Gauvin R. // Mater. Sci. Eng. A. 2010. № 527. P. 7605.
4. Kang Y.-C., Chan S. L.-I. // Mater. Chem. Phys. 2004. № 85. P. 438.
5. Hernandez-Rivera J. L., Cruz-Rivera J. J., Paz del Angel V. et al. // Mater. Des. 2012. № 37. P. 96.
6. El-Daly A. A., Abdelhameed M., Hashish M., Eid A. M. // J. Alloy. Compd. 2012. № 542. P. 51.
7. Kollo L., Leparoux M., Bradbury C. R. et al. // Ibid. 2010. № 489. P. 394.
8. Popov V. A., Skryleva E. A., Chuvilin A. et al. // Detonation nanodiamonds: Technology, properties and application: Proc. 3-rd Intern. Symp. (Russia, St.-Petersburg, 1–4 July 2008). SPb.: Joffe Physico-Technical Institute, 2008. P. 95.
9. Detkov P. Y., Popov V. A., Kulichikhin V. G., Chukhaeva S. I. // Top. Appl. Phys. 2007. Vol. 109. P. 29.
10. Просвиряков А. С., Самошина М. Е., Попов В. А. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2012. № 6. С. 31.
11. Белов Н. А., Алабин А. Н. // Арматуростроение. 2010. № 2. С. 48.
12. Shao W. Z., Ivanov V. V., Zhen L. et al. // Mater. Lett. 2003. № 58. P. 146.

УДК 539.21

# МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ И КОМПРЕССИОННЫМИ ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ

© 2013 г. **Н. Н. Черенда, Ю. Ф. Иванов, Н. В. Бибики, В. В. Углов, А. А. Петрикова, В. М. Асташинский, А. М. Кузьмицкий**

Белорусский государственный университет (БГУ), г. Минск, Респ. Беларусь

Институт сильноточной электроники (ИСЭ) СО РАН, г. Томск

Институт физики (ИФ) им. Б.И. Степанова НАН РБ, г. Минск, Респ. Беларусь

**Н. Н. Черенда** – канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры физики твердого тела БГУ (220030, Респ. Беларусь, г. Минск, пр-т Независимости, 4). Тел.: (+375 17) 226-58-34. E-mail: cherenda@bsu.by.

**Ю. Ф. Иванов** – докт. физ.-мат. наук, проф., ст. науч. сотр. ИСЭ СО РАН (634055, г. Томск, пр-т Академический, 2/3). Тел.: (+73822) 49-17-13. E-mail: yufi55@mail.ru.

**Н. В. Бибики** – аспирант кафедры физики твердого тела БГУ. Тел.: (+375 17) 226-58-34. E-mail: bibiknv@mail.ru.

**В. В. Углов** – докт. физ.-мат. наук, проф. этой кафедры. Тел.: (+375 17) 209-55-12. Факс: (+375 17) 209-54-45. E-mail: uglov@bsu.by.

**А. А. Петрикова** – аспирант ИСЭ СО РАН. Тел.: (+73822) 49-17-13. E-mail: elizmarkova@yahoo.com.

**В. М. Асташинский** – докт. физ.-мат. наук, зав. сектором физики плазменных ускорителей ИФ НАН РБ (220072, Респ. Беларусь, г. Минск, пр-т Независимости, 68). Тел.: (+375 17) 284-10-65. E-mail: ast@imaph.bas-net.by.

**А. М. Кузьмицкий** – канд. физ.-мат. наук ИФ НАН РБ. Тел.: (+375 17) 284-10-65. E-mail: ast@imaph.bas-net.by.

Представлены результаты исследования структурно-фазового состояния и микротвердости эвтектического силумина, подвергнутого воздействию низкоэнергетических высокоинтенсивных электронных пучков и компрессионных плазменных потоков. В результате такой обработки формируется приповерхностный слой толщиной до 55 мкм с дисперсной ячеисто-дендритной структурой и улучшенными механическими характеристиками. Проведен сравнительный анализ влияния параметров и типа обработки на структуру поверхностного слоя.

**Ключевые слова:** эвтектический силумин, низкоэнергетические высокоинтенсивные электронные пучки, компрессионные плазменные потоки, растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ.

The results of investigation of the structural-phase condition and microhardness of eutectic silumin exposed to low-energy high-intensity electron streams and compression plasma flows are presented. As a result of such treatment the near-surface layer up to 55 μm thick with dispersed cellular-dendrite structure and improved mechanical characteristics is formed. The comparative analysis of the effect of the parameters and treatment type on the surface layer structure is carried out.

**Key words:** eutectic silumin, low-energy high-intensity electron streams, compression plasma flows, scanning electron microscopy, X-ray structure analysis.

## ВВЕДЕНИЕ

Сплавы алюминия с кремнием благодаря ряду свойств – таких, как низкий коэффициент термического расширения, высокая коррозионная стойкость, малый удельный вес, высокая теплопроводность и др., получили широкое применение в различных областях машиностроения. Однако крупные включения первичных кристаллов кремния и других составляющих в структуре сплава ухудшают его механические качества, поэтому разработка новых и совершенствование существующих методов диспергирования структуры силуминов являются актуальной задачей материаловедения алюминиевых сплавов.

Современные методы обработки высокоэнергетическими концентрированными потоками частиц позволяют сформировать субмикрометровые и нанокристаллические структуры в поверхностном слое различных материалов, в том числе и в силуминах [1–3]. В последнее время для модификации структуры начали использовать низкоэнергетические высокоинтенсивные электронные пучки и квазистационарные плазменные потоки, обладающие сравнительно большой длительностью воздействия (сотни микросекунд), что приводит к формированию глубоких модифицированных слоев (до 0,1 мм), имеющих дисперсную гомогенную структуру и высокие эксплуатационные характеристики [4–6].

Цель данной работы – сравнительное исследование структурно-фазового состава и механических свойств эвтектического силумина, подвергнутого воздействию высокоинтенсивных электронных пучков и компрессионных плазменных потоков.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования являлся эвтектический силумин следующего состава, ат. %: 82,9 Al, 12,9 Si, 3,0 Mg, 0,7 Cu, 0,4 Ni, 0,1 Fe. Данный сплав применяется в промышленности при производстве поршневых отливок [7].

Одну серию образцов подвергали воздействию низкоэнергетических высокоинтенсивных электронных пучков (ВЭП), формируемых на импульсной электронно-пучковой установке SOLO (ее подробное описание приведено в работе [8]). Образцы обрабатывали тремя импульсами ВЭП при

постоянной длительности каждого 100 мкс с плотностью поглощенной энергии  $Q = 10 \div 25$  Дж/см<sup>2</sup> за импульс, изменяемой с шагом 5 Дж/см<sup>2</sup>. Частота следования импульсов 0,3 Гц, давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере ~0,02 Па.

На вторую серию образцов воздействовали компрессионными плазменными потоками (КПП), генерируемыми газоразрядным магнитоплазменным компрессором компактной геометрии, в котором ускорение плазмы в аксиально-симметричной системе двух электродов сопровождается ее сжатием за счет взаимодействия продольной составляющей тока с собственным азимутальным магнитным полем [9]. Квазистационарный плазменный ускоритель работал в режиме «остаточного газа», при котором предварительно откачанная вакуумная камера заполнялась рабочим газом (плазмообразующим веществом – в нашем случае азотом) до давления 400 Па. Плотность поглощенной энергии изменялась в диапазоне 12–27 Дж/см<sup>2</sup> за импульс, длительность которого составляла 100 мкс. Образцы обрабатывали тремя импульсами КПП, их частота следования 0,05 Гц.

Исследования морфологии поверхности и поперечного сечения образцов проводили с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе LEO1455VP с приставкой для энергодисперсионного микроанализа. Для формирования изображения использовали датчик отраженных электронов, что визуально позволяет судить о распределении элементов на анализируемом участке. Фазовый состав изучали посредством рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-4 в фокусировке Брега–Брентано. Расчетная глубина проникновения рентгеновских лучей составляла  $\approx 35$  мкм в диапазоне углов  $2\theta = 25 \div 60^\circ$ , предполагая поглощение излучения в образце до 75 %. Микротвердость измеряли по методу Виккерса на твердомере «Wilson Instruments 402MVD» при нагрузках 0,1–1,0 Н.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Анализ морфологии поверхности, проведенный с помощью РЭМ, показал, что структура исходных образцов силумина состоит из твердого раствора на основе алюминия (Al), содержащего кремний и другие легирующие элементы, а также выделений

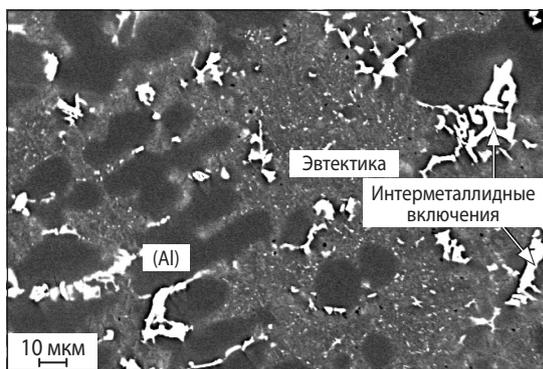


Рис. 1. Морфология поверхности исходного образца

интерметаллидных фаз и кремния, окруженных эвтектикой, в составе которой, помимо кремния и алюминия, 0,7 ат.% Cu и 0,4 ат.% Ni (рис. 1). Согласно данным оптической микроскопии, размер включений кремния изменяется в пределах от единиц до нескольких десятков микрометров.

Воздействие потоков частиц с высокой плотностью мощности ( $\geq 10^6$  Вт/см<sup>2</sup>) на образцы силумина приводит к плавлению поверхностного слоя (в зависимости от плотности поглощенной энергии), перемешиванию элементов в расплаве за счет конвекции и последующей кристаллизации в условиях сверхбыстрого охлаждения [10–13], с образованием ячеисто-дендритной структуры, характер и размер составляющих которой определяются не только введенной потоком энергией, но и типом потока.

При облучении образцов импульсами ВЭП с  $Q = 10$  Дж/см<sup>2</sup> передаваемой поверхности образца энергии оказывается недостаточно, чтобы растворить интерметаллидные включения. Увеличение плотности поглощенной поверхностью образца энергии до 15 Дж/см<sup>2</sup> приводит к плавлению всех составляющих структуры, за исключением интерметаллидных включений  $Al_7Cu_4Ni$  (рис. 2, а), которые при охлаждении поверхностного слоя служат центрами дендритной кристаллизации. При этом режиме воздействия процессы конвекции в расплаве не обеспечивают равномерного перемешивания легирующих элементов, входящих в состав интерметаллидных включений, в результате чего формируются области, насыщенные легирующими элементами, и области, ими обедненные. Для первых характерно формирование дендритных структур, а для вторых (не содержащих интерметаллидные включения в исходной структуре, т. е. обедненных легирующими элементами) – ячеистой структуры (см. рис. 2, б).

Повышение плотности поглощенной энергии до 20 Дж/см<sup>2</sup> приводит к увеличению температуры и времени существования расплавленного слоя, что обеспечивает плавление всех структурных составляющих и более однородное распределение легирующих элементов по объему модифицированного слоя. При данном режиме воздействия наблюдается формирование ячеек с поперечным размером 0,2–0,6 мкм, характеризующихся оттеснением легирующих элементов на границы (см. рис. 2, б). С ростом  $Q$  до 25 Дж/см<sup>2</sup> размер ячеек уменьшается до 0,1–0,3 мкм.

При КПП-обработке образцов силумина в выбранном диапазоне режимов отмечено полное плавление всех структурных составляющих и более равномерное, по сравнению с ВЭП-воздействием с аналогичными энергетическими параметрами, распределение легирующих элементов, что может быть обусловлено спецификой взаимодействия КПП с поверхностью. Взаимодействие потока плазмы с поверхностью материала может быть описано в рамках жидкостной модели [9]. При нормальном движении плазмы к образцу в момент взаимодействия происходит ее растекание по его поверх-

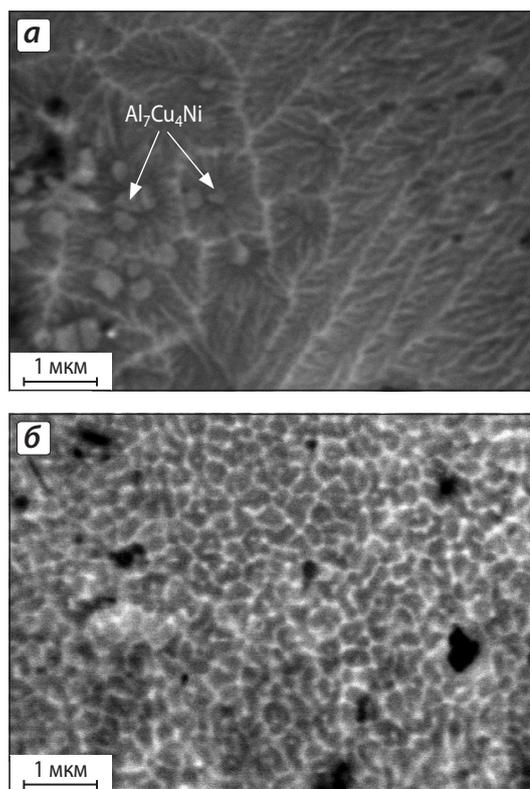


Рис. 2. Морфология поверхности образцов силумина после воздействия импульсами ВЭП при  $Q = 15$  (а) и 20 (б) Дж/см<sup>2</sup>

ности, в результате чего возникает касательное движение расплава, что может обеспечить дополнительное перемешивание компонент исследуемого сплава в поверхностном слое образца в результате появления вихревых гидродинамических неустойчивостей на границе «плазма–расплав», например неустойчивости Кельвина–Гельмгольца [14, 15]. Согласно РЭМ-исследованиям, в результате обработки при  $Q = 12$  Дж/см<sup>2</sup> наблюдается образование ячеистой структуры поверхности образца (рис. 3, а). Размер формируемых ячеек составляет 0,15–0,25 мкм. Повышение плотности поглощенной энергии приводит к уменьшению их размера до 0,10–0,15 мкм, а при дальнейшем росте  $Q$  ячеистая структура или становится настолько дисперсной, что установить размер структурных составляющих не представляется возможным (рис. 3, б) при данном увеличении, или начинает происходить ее вырождение в дендритную структуру.

Формирование ячеисто-дендритной структуры может быть объяснено теорией концентрационного переохлаждения [16], которое наблюдается при затвердевании сплавов в неравновесных условиях. Так как растворимость легирующих элементов

(Mg, Cu, Ni, Fe) в твердой фазе алюминия меньше, чем в жидкости, то в процессе затвердевания смесь скапливается в жидкости перед фронтом кристаллизации и возникает переохлаждение. Любой, случайно образующийся на фронте кристаллизации выступ попадает в область концентрационного переохлаждения, что приводит к его развитию. Ряд таких выступов в результате дает ячеистую структуру.

При увеличении концентрационного или термического переохлаждения ячеистая структура переходит в дендритную [16]. Первая из этих зависимостей иллюстрируется рис. 2, а, когда в области, обогащенной легирующими элементами, т. е. с большим концентрационным переохлаждением, происходит образование дендритной структуры. С повышением плотности поглощенной энергии термическое переохлаждение увеличивается, что может приводить [16] к искривлению границ ячеек и формированию ветвей дендритов. По-видимому, подобный случай наблюдается на рис. 3, б. Согласно данным расчета, полученным при решении одномерного уравнения теплопроводности, на поверхности обрабатываемых образцов непосредственно в момент окончания действия импульса скорость охлаждения возрастает в 1,5 раза с изменением плотности поглощенной энергии от 15 до 25 Дж/см<sup>2</sup>. Усиление термического переохлаждения ведет к снижению критического размера зародыша и, как следствие, росту количества центров кристаллизации [16], что проявляется в уменьшении размеров ячеек.

С повышением плотности поглощенной энергии при воздействии как ВЭП, так и КПП происходит увеличение толщины расплавленного слоя, которая достигает 40 мкм при обработке КПП и 55 мкм в случае ВЭП (рис. 4).

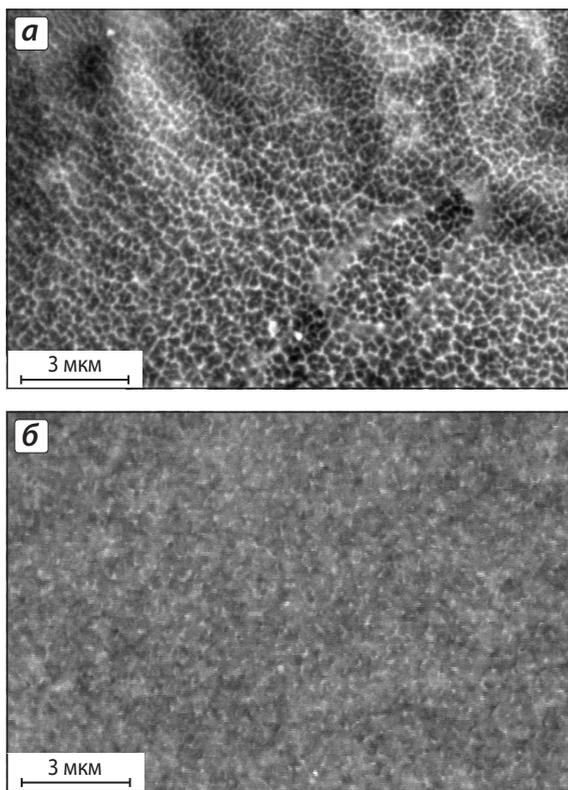


Рис. 3. Морфология поверхности образцов силумина после воздействия импульсами КПП при  $Q = 12$  (а) и  $27$  (б) Дж/см<sup>2</sup>

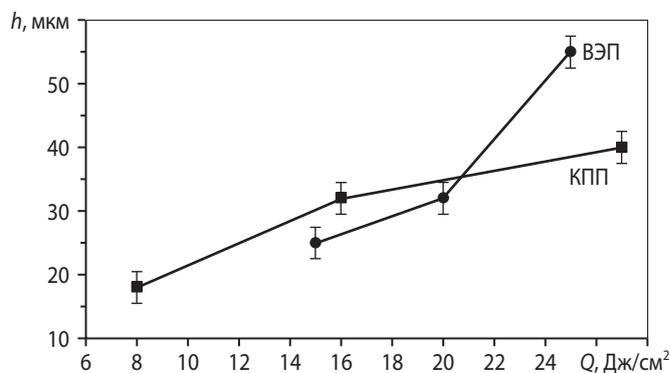


Рис. 4. Зависимость толщины расплавленного слоя от плотности поглощенной энергии при воздействии импульсами КПП и ВЭП

В структуре этого слоя при  $Q \geq 20$  Дж/см<sup>2</sup> можно выделить два подслоя, образующихся вследствие неравномерности распределения температуры по глубине и различной температуры плавления структурных составляющих исследуемого сплава (рис. 5). В первом из них (рис. 5, подслой I) наблюдаются плавление всех структурных составляющих сплава и формирование ячеистой структуры. Размер ячеек варьируется от 0,2 до 0,6 мкм для образцов, обработанных КПП с  $Q = 27$  Дж/см<sup>2</sup>, и от 0,5 до 1,2 мкм – при воздействии ВЭП с  $Q = 25$  Дж/см<sup>2</sup>. Ячейки в объеме подслоя крупнее, чем на поверхности, что можно связать с большей для нее величиной термического переохлаждения, чем в объеме. Величина концентрационного переохлаждения, из-за растворения компонент структуры и однородного перемешивания легирующих элементов в расплаве, будет одинакова и на поверхности, и в объеме подслоя. Толщина данного подслоя с повышением плотности поглощенной энергии возрастает и достигает 35–40 мкм в образцах, обработанных КПП и ВЭП с максимальными значениями  $Q$  в выбранном диапазоне режимов. Также следует отметить характерную направленность распределения легирующих элементов вдоль поверхности при воздействии КПП (рис. 5, а), в отличие от ВЭП, что может служить косвенным подтверждением существенного влияния составляющей плазменного потока, направленной параллельно поверхности, на процесс перемешивания в расплаве.

Во втором подслое (см. рис. 5, подслой II) наблюдаются плавление твердого раствора алюминия и эвтектики и частичное оплавление включений интерметаллидов и кремния. Перемешива-

ния компонент сплава не происходит вследствие меньшей температуры и недостаточного времени существования расплава.

Варьирование параметров воздействия ВЭП и КПП приводит к изменению фазового состава исследуемых образцов. Согласно данным РСА, интенсивность дифракционных линий кремния в результате обеих обработок снижается с увеличением плотности поглощенной поверхностью образца энергии, а также отмечается их уширение (рис. 6).

Данный эффект связан с растворением кристаллов кремния в процессе обработки. Часть атомов Si при кристаллизации расплавленного слоя участвует в формировании дисперсных кристаллов кремния размером 20–40 нм, что подтверждается данными просвечивающей электронной микроскопии [17]. Часть атомов Si образует твердый раствор на основе алюминия, который при сверхбыстром охлаждении становится пересыщенным, что приводит к уменьшению параметра решетки алюминия (см. рис. 6).

Отличительной чертой применения КПП для модификации поверхности является возможность легировать поверхность модифицированных слоев атомами плазмообразующего вещества – азота. Как показывают результаты РСА, на рентгенограмме образца силумина, обработанного КПП при максимальной величине  $Q = 27$  Дж/см<sup>2</sup>, наблюдается появление дифракционного пика, принадлежащего AlN с ГПУ-структурой.

Структурно-фазовые превращения, вызванные воздействием компрессионных плазменных потоков и сильноточных электронных пучков, обуславливают изменения прочностных свойств

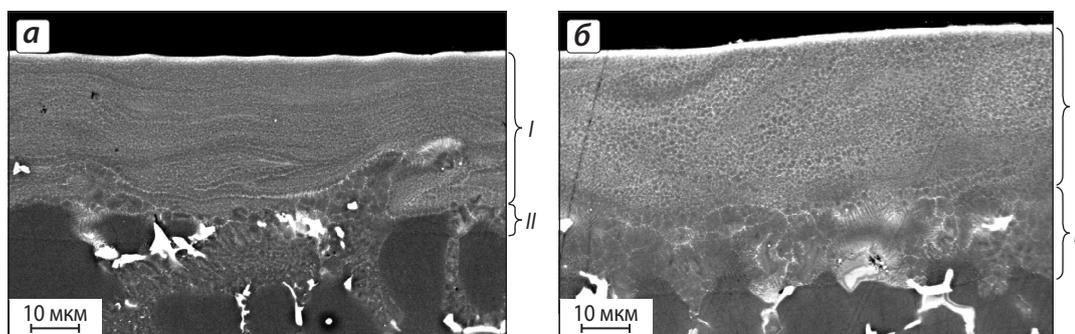


Рис. 5. Морфология поперечного сечения образцов, обработанных КПП (а) и ВЭП (б) с плотностью поглощенной энергии 27 и 25 Дж/см<sup>2</sup> соответственно

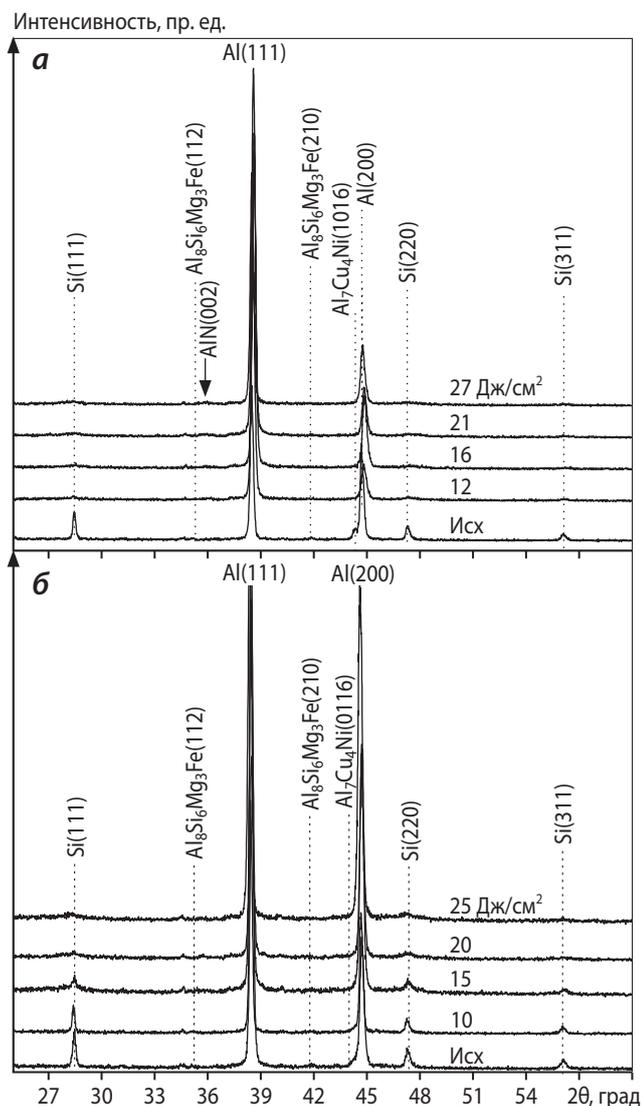


Рис. 6. Фрагмент дифрактограмм исходного образца и образцов, подвергнутых воздействию КПП (а) и ВЭП (б) с различной плотностью поглощенной энергии

приповерхностных слоев исследуемых силуминов. Микротвердость исходного образца составляла  $1,30 \pm 0,07$  ГПа. Обработка тремя импульсами ВЭП и КПП с плотностью поглощенной энергии соответственно 15–25 и 8–27 Дж/см<sup>2</sup> приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя вплоть до  $2,00 \pm 0,06$  ГПа (рис. 7).

Упрочнение поверхностных слоев силумина в результате обработки концентрированными потоками частиц определяется формированием твердого раствора замещения (Al) (твердорастворный механизм), а также диспергированием структурных составляющих изучаемого сплава (зернограницный и дисперсионный механизмы).

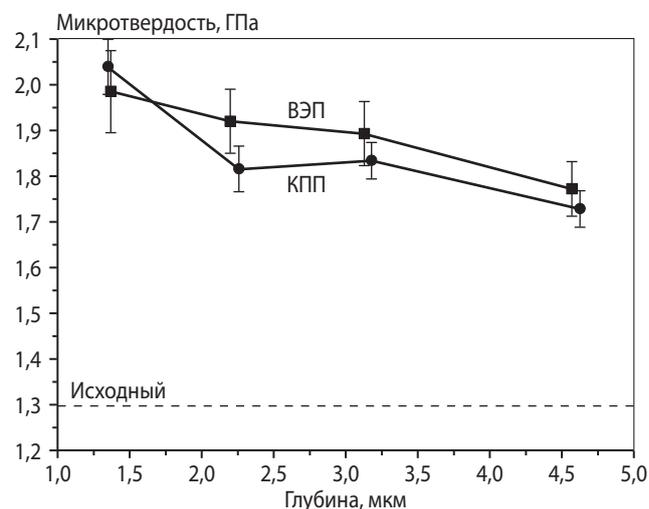


Рис. 7. Зависимость микротвердости от глубины индентирования при обработке ВЭП и КПП с  $Q = 25$  и  $27$  Дж/см<sup>2</sup> соответственно

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований установлено, что воздействие компрессионными плазменными потоками и низкоэнергетическими высокоинтенсивными электронными пучками на эвтектический силумин позволяет растворить крупные включения кремния и интерметаллидных фаз в слое толщиной до 40–55 мкм с образованием ячеисто-дендритной структуры, характер и размер составляющих которой определяются введенной потоком энергией и типом потока. Подобная структура может быть описана с позиций теории концентрационного переохлаждения.

В строении модифицированного слоя можно выделить два подслоя, формирование которых происходит вследствие неравномерности распределения температуры по глубине в процессе воздействия. Структурно-фазовые превращения, протекающие в модифицированном слое, обеспечивают повышение микротвердости исследуемого эвтектического силумина в  $\sim 1,6$  раза.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Tomida S., Nakata K., Shibata S. et al. // Surf. Coat. Technol. 2003. Vol. 169–170, P. 468.
2. Song R. G., Zhang K., Chen G. N. // Vacuum. 2003. Vol. 69. P. 517.
3. Gao B., Hao Y., Zhuang W. F. et al. // Phys. Procedia. 2011. Vol. 18. P. 187.
4. Углов В. В., Анищик В. М., Асташинский В. В. и др. // Физика и химия обраб. материалов. 2004. № 4. С. 37.

5. Иванов Ю. Ф., Колубаева Ю. А., Коновалов С. В. и др. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2008. № 12(642). С. 10–16.
6. Будовских Е. А., Багаутдинов А. Я., Вострецова А. В., Громов В. Е. // Изв. вузов. Физика. 2008. № 5. С. 71.
7. Белов Н. А., Савченко С. В., Хван А. В. Фазовый состав и структура силуминов: Справ. изд. М.: МИСИС, 2001.
8. Koval N. N., Ivanov Yu. F. // Russ. Phys. J. 2008. Vol. 51, № 5. P. 505.
9. Морозов А. И. Введение в плазмодинамику. М.: Физматлит, 2006.
10. Бойко В. И., Валяев А. Н., Погребняк А. Д. // Успехи физ. наук. 1999. Т. 169, № 11. С. 1243–1271.
11. Bystritskii V., Garate E., Grigoriev V. et al. // Nuclear Instrum. Methods Phys. Res. B. 1999. Vol. 149. P. 61–66.
12. Mueller G., Engelko V., Weisenburger A., Heinzel A. // Vacuum. 2005. Vol. 77. P. 469–474.
13. Черенда Н. Н., Шиманский В. И., Углов В. В. и др. // Перспект. материалы. 2012. № 3. С. 16–23.
14. Фридман А. М. // Успехи физ. наук. 2008. Т. 178, № 3. С. 225–242.
15. Анищик В. М., Асташинский В. М., Квасов Н. Т. и др. // Физика и химия обраб. материалов. 2008. № 5. С. 27–33.
16. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. М.: Мир, 1967.
17. Иванов Ю. Ф., Ласковнев А. П., Черенда Н. Н. и др. // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Матер. VI Междунар. науч.-техн. конф. (Минск, 20–22 сен. 2011 г.). Минск: БГУ, 2011. Кн. 2. С. 156.

УДК 542.22 : 661.862.22 : 666.762.1

## УПРАВЛЕНИЕ ПОТЕНЦИАЛЬНЫМИ ЭКОЛОГИЧЕСКИМИ РИСКАМИ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ И ЧЕЛОВЕКА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ

© 2013 г. **В. Н. Анциферов, И. В. Анциферова, В. Б. Кульметьева**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

**В. Н. Анциферов** – докт. техн. наук, акад. РАН, проф., зав. кафедрой порошкового материаловедения ПНИПУ, науч. рук-ль Научного центра порошкового материаловедения ПНИПУ (614013, г. Пермь, ул. Профессора Поздеева, 6). Тел.: (342) 239-11-19, 239-11-82. E-mail patent@pm.pstu.ac.ru; director@pm.pstu.ac.ru.

**И. В. Анциферова** – докт. техн. наук, профессор кафедры менеджмента и маркетинга, кафедры порошкового материаловедения ПНИПУ. Тел.: (342) 243-00-67. E-mail: iranciferova@yandex.ru.

**В. Б. Кульметьева** – канд. техн. наук, доцент кафедры порошкового материаловедения ПНИПУ. Тел.: (342) 239-11-99.

Нанопорошки существенно отличаются по свойствам от атомов, молекул и объемных материалов, их используют для создания новых материалов и приборов, реализуя достижения новых свойств. Однако при неблагоприятных условиях труда и несоблюдении правил техники безопасности они воздействуют на организм человека, вызывая профессиональную патологию. Проведено исследование влияния механической активации на характеристики порошков оксида алюминия, полученных различными методами, и на свойства корундовой керамики на их основе. Специфические физические и химические свойства механоактивированных нанодисперсных порошков  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , по сравнению с более крупными частицами, могут заключать в себе неожиданные риски для безопасности: агрегатное состояние, летучесть, реакционная способность, размер, форма, структура, площадь поверхности, степень чистоты, воспламеняемость и взрываемость, способность накапливаться в организме человека. Разработаны нормы безопасного содержания наночастиц в среде (воздухе) рабочей зоны.

**Ключевые слова:** нанопорошки, оксид алюминия, механическая активация, размер и форма частиц, структура, потенциальная опасность, токсикологическое воздействие, оценка риска, управление рисками, чистые помещения.

Nanopowders essentially differ in their properties from atoms, molecules and volume materials; they are used for development of new materials and instruments realizing their new properties. However under unfavorable working conditions and non-observance of safety instructions they affect the human body causing professional pathology. An investigation of the effect of mechanical activation on the performances of aluminum oxide powders produced by various methods, and on the properties of alumina ceramic on their basis has been carried out. Specific physical and chemical properties of mechano-activated nanodispersed  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  powders in comparison with larger particles can comprise unexpected risks for safety: aggregative state, volatility, reactive capacity, size, shape, structure, surface area, degree of purity, flammability and explosibility, ability to collect in a human body. Norms of the safe contents of nanoparticles in the environment (air) of the working area have been developed.

**Key words:** nanopowders, aluminum oxide, mechanical activation, size and form of particles, structure, potential hazard, toxicological effect, risk estimation, risk control, pure rooms.

### ВВЕДЕНИЕ

Материалы на основе оксида алюминия широко применяют в разных отраслях промышленности. Их уникальность состоит в сочетании высокой твердости, термостойкости, износостойкости, хими-

ческой инертности и теплопроводности. Механическая активация (МА) является одним из эффективных методов повышения активности порошков оксида алюминия и может быть совмещена с химической обработкой в присутствии поверхностно-активных веществ (ПАВ) и различных добавок.