

УДК 538.975:539.24:54.03

АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА САП-2 ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ МОЩНЫМ ИОННЫМ ПУЧКОМ

© 2024 г. Т. В. Панова^{а, *}, В. С. Ковивчак^а

^аОмский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, Омск, 644077 Россия

*e-mail: panovatv@omsu.ru

Поступила в редакцию 16.08.2023 г.

После доработки 30.10.2023 г.

Принята к публикации 30.10.2023 г.

Исследовано влияние воздействия мощного ионного пучка наносекундной длительности на фазовый состав и морфологию поверхности композиционного алюминиевого материала САП-2. Обнаружено, что после облучения мощным ионным пучком при всех используемых в экспериментах режимах облучения изменений в фазовом составе не наблюдается. Однако наблюдаемые сдвиги и уширение дифракционных пиков от облученных образцов свидетельствуют о формировании остаточных напряжений и трансформации исходной дислокационной структуры. Обнаруженное уменьшение плотности дислокаций привело к уменьшению микротвердости САП-2, облученных при плотности тока 50 и 100 А/см². Показано, что увеличение плотности ионного тока приводит к возрастанию доли кислорода в поверхностном слое САП-2, что, по-видимому, связано с частичным испарением алюминия и увеличением концентрации включений Al₂O₃, входящего в состав материала. Обнаружен нелинейный характер зависимости среднего отношения содержания кислорода к алюминию от плотности ионного тока пучка, максимальное значение которого зафиксировано при облучении пучком с плотностью тока 100 А/см². Интенсивный нагрев поверхности САП-2 при воздействии ионным пучком приводит к изменению дисперсности включений Al₂O₃ на облученной поверхности. При этом максимальная коагуляция частиц Al₂O₃ обнаружена при облучении мощным ионным пучком с плотностью тока 100 А/см².

Ключевые слова: мощный ионный пучок, алюминиевый спеченный порошок, фазовый состав, дислокации, напряжения, микротвердость.

DOI: 10.31857/S1028096024040102, **EDN:** GIRRUC

ВВЕДЕНИЕ

Модификация материалов потоками высокоэнергетических частиц обеспечивает возможность получения дисперсной и упрочненной структуры в результате нагрева поверхностного слоя до температур, превышающих температуру плавления, с последующим сверхбыстрым охлаждением за счет отвода тепла в нижележащие слои материала [1–5]. При таком воздействии в материале происходят изменения элементного состава и фазового состояния, что в совокупности позволяет получать такие структурно-фазовые состояния материалов, которые при традиционных методах воздействия не реализуются [6–10]. С этой точки зрения воздействие мощного ионного пучка

(МИП) на различные материалы представляет практический и научный интерес. Оно характеризуется тепловым и ударно-волновым воздействием, а также дополнительным легированием материала ионами пучка [11]. Специфика воздействия МИП обуславливает сложный характер физико-химических процессов, протекающих в поверхностном слое обрабатываемого материала. В общем случае действие МИП сопровождается нагревом, плавлением и частичным испарением поверхностного слоя; возможна частичная конденсация, образующегося пароплазменного облака на облучаемой поверхности [3–5]. В этом случае скорость охлаждения поверхностного слоя составляет 10⁷–10¹⁰ К/с, в результате чего в нем может

происходить формирование мелкодисперсных (аморфных) слоев и образование метастабильных фаз [13, 14]. Кроме того, под действием ударных волн на глубине, на несколько порядков превышающей пробег ионов (до 2.7 мкм), происходит рост плотности дислокаций и уменьшение зерен структуры [15, 16]. Следует отметить, что скорость нагрева и охлаждения зависит от свойств материала и параметров пучка. Эффективность модификации определяется наличием полиморфных превращений и существованием переменной растворимости легирующих элементов в сплавах [17, 18]. При некоторых режимах облучения для ряда материалов происходит ухудшение прочностных характеристик, что связано как с формированием определенного структурно-фазового состояния, так и с отжигом дефектов кристаллического строения [19, 20]. Публикаций по влиянию МИП на структуру и свойства материалов различного класса достаточно много, однако малоизученным остается класс металлических материалов, представляющих собой спеченные порошки. В основном проводили исследования воздействия МИП на твердые сплавы, на которых наблюдали стойкий эффект упрочнения, связанный с растворением карбидов и формированием пересыщенных твердых растворов [14, 15]. В настоящей работе в качестве объектов исследования был выбран композиционный материал САП-2, который представляет собой алюминиевую матрицу с равномерно распределенными мелкодисперсными включениями Al_2O_3 . Целью настоящей работы являлось исследование поверхностного слоя композиционного материала САП-2 после облучения МИП в различных режимах. Интерес к исследованию спеченных порошковых сплавов обусловлен зависимостью ряда свойств от размеров растворенных частиц, а также резким различием физико-механических характеристик составляющих этого композиционного материала. Сплавы САП состоят из алюминия и дисперсных чешуек Al_2O_3 , которые эффективно тормозят движение дислокаций и повышают прочность сплава. САП применяют в авиастроении для изготовления деталей и конструкций [21].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исследуемых материалов были выбраны образцы алюминиевого композиционного сплава САП-2, состоящего из Al и Al_2O_3 (9.1–13.0%). Структура САП представляет собой алюминиевую матрицу с равномерно распределенными мелкодисперсными включениями Al_2O_3 , которые обеспечивают дисперсионное упрочнение сплава [21]. Образцы имели поперечный

размер 12×15 мм и толщину 2 мм. После предварительной обработки, включающей шлифовку и полировку с использованием окиси хрома и алмазных паст, была проведена химическая очистка поверхности. Облучение проводили на ускорителе “Темп” (Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского) протон-углеродным пучком (30% H^+ и 70% C^+) с энергией частиц $E \approx 250$ кэВ, длительностью импульса облучения $\tau = 60$ нс в диапазоне плотностей тока пучка 50–150 А/см². В экспериментах варьировали плотность тока пучка/при числе импульсов облучения 1–3.

Оценочное значение пробега ионов МИП указанной энергии в алюминии составляет ~0.573 мкм для ионов углерода и ~2.763 мкм для протонов [7]. Морфологию поверхности и элементный состав модифицированных слоев исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (JSM-6610LV, JEOL с энергодисперсионным анализатором Inca-350). Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре “ДРОН-3М” с использованием CuK -излучения. Микротвердость измеряли методом Виккерса на твердомере ПМТ-3. Величина нагрузки находилась в пределах 0.02–2 Н. Время вдавливания алмазного наконечника 10 с. Относительная погрешность измерений – 5%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При воздействии МИП на материал слой поверхности толщиной порядка длины пробега частиц быстро нагревается до высоких температур вплоть до температуры плавления и, может быть, кипения. По окончании импульса облучения нагретый слой быстро охлаждается отводом тепла в толщу материала из-за высокой теплопроводности. Величина градиента температуры зависит от параметров пучка и теплофизических свойств материала. Скорость нагрева может достигать величины $\sim 10^{10}$ К/с, а скорость охлаждения $\sim 10^6$ – 10^8 К/с [4, 5]. Высокоскоростной неоднородный нагрев мишени создает упругие напряжения, вызывающие либо расширение, либо сжатие вещества мишени. Кроме того, облучение МИП с плотностью мощности более 10^7 Вт/см² сопровождается возбуждением волн сжатия за счет возникающего импульса отдачи. В результате этих процессов характеристики поверхностного слоя модифицируются: изменяется морфология, фазовый состав; возможно появление метастабильных фаз и соединений, которые при обычных методах термообработки образоваться не могут; перераспределяются легирующие элементы и т.п. [16–18].

На рис. 1 представлены дифрактограммы образцов САП-2 до (1) и после облучения МИП с различными плотностями ионного тока (2–4).

Видно, что в исходном состоянии поверхностный слой образцов алюминия состоит из двух фаз — алюминия с ГЦК-решеткой и параметром $a = 4.0499 \text{ \AA}$ и оксида алюминия Al_2O_3 . Обнаружено, что после облучения МИП при всех используемых в эксперименте режимах облучения изменений в фазовом составе не произошло. Однако наблюдается сдвиг дифракционных пиков облученных образцов и их уширение (рис. 2). Это свидетельствует о формировании остаточных напряжений и искажений субструктуры. В качестве эталона использовали чистый алюминий. Обнаружено небольшое снижение степени кристалличности фазы алюминия и возрастание практически в два раза (по сравнению с необлученным состоянием) размеров областей когерентного рассеяния (табл. 1). Остаточные напряжения по величине мало отличаются при разных режимах облучения, однако произошла смена знака с отрицательного на положительный. Сдвиги в сторону больших углов свидетельствуют о возникновении сжимающих остаточных напряжений. Смена знака остаточных напряжений зависит от параметров деформирования материала мощным ионным пучком и определяется как градиентом температуры, так и протекающими ударно-волновыми процессами. Плотность дислокаций ρ , рассчитанная по величине уширения дифракционных

пиков методом аппроксимации функцией, уменьшилась при возрастании плотности ионного тока, что свидетельствует об отжиге дефектов при увеличении времени нахождения поверхностного слоя при высоких температурах. При аппроксимации использовали функцию Гаусса. Из табл. 1 видно уменьшение плотности дислокаций в 5 раз по сравнению с необлученным образцом.

На рис. 3 представлена морфология поверхности сплава САП-2 после облучения МИП с плотностями тока 50, 100 и 150 A/cm^2 и последующего химического травления. После облучения МИП с плотностью тока 50 A/cm^2 и травления на поверхности были обнаружены вкрапления и частицы овальной формы с высоким содержанием кислорода, соответствующие окиси алюминия. При повышении плотности тока наблюдали коагуляцию частиц окиси алюминия. Облучение с максимальной плотностью тока привело к формированию отдельных разрозненных частиц Al_2O_3 по форме приближающихся к сферической. Энергодисперсионный анализ показал, что среднее отношение содержания кислорода к алюминию в необлученных образцах составляет $R_{\text{O/Al}} = 0.19$ и возрастает при облучении с плотностью тока 50 A/cm^2 до 0.21; при плотности тока 100 A/cm^2 — до 0.29 и при 150 A/cm^2 — до 0.27. Это свидетельствует о сложном

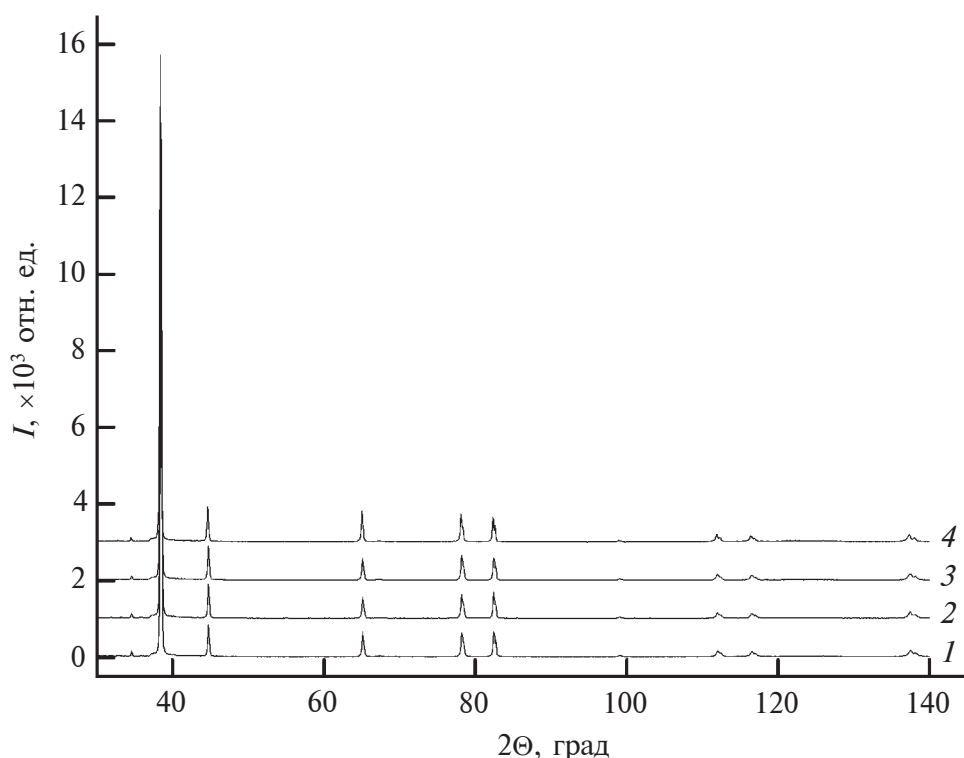


Рис. 1. Дифрактограммы САП-2 до (1) и после облучения МИП с плотностью тока 50 (2), 100 (3) и 150 (4) A/cm^2 тремя импульсами.

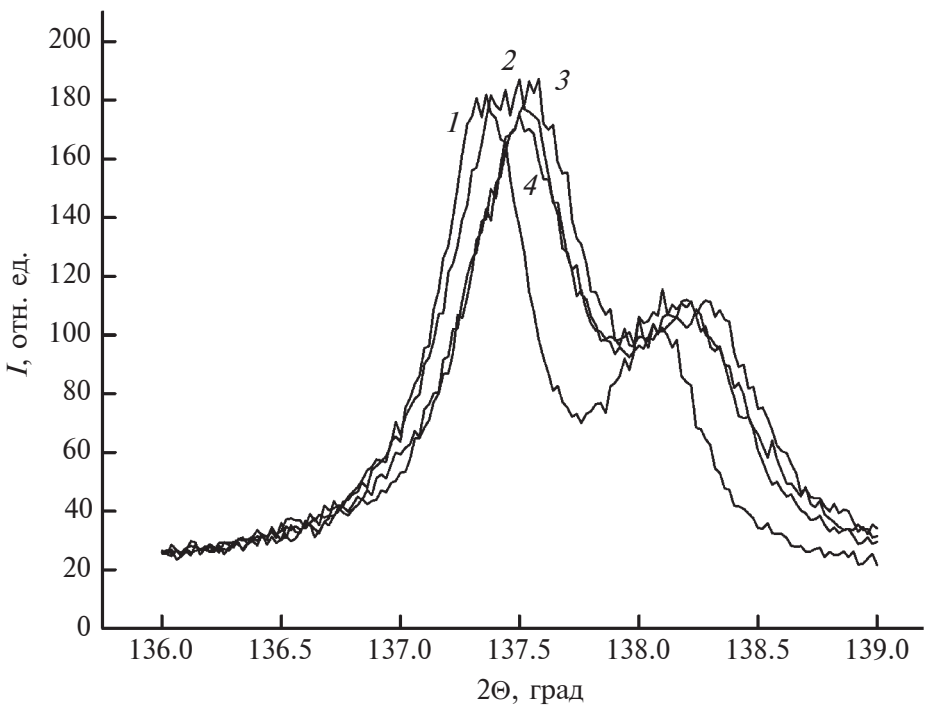


Рис. 2. Участки дифрактограмм САП-2 до (1) и после облучения МИП с плотностью тока 50 (2), 100 (3) и 150 (4) А/см² тремя импульсами.

Таблица 1. Результаты расчета остаточных напряжений, искажений $\Delta d/d$, размеров области когерентного рассеяния D и плотности дислокаций ρ

Плотность тока МИП, А/см ²	Напряжения I рода, ГПа	$\Delta d/d, \times 10^{-3}$	$D, \text{\AA}$	$\rho, \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$
0 (необлученный)	−0.24	10.6	39	20
50	+0.24	71.0	38	9
100	+0.26	51.0	80	5
150	+0.26	47.0	87	4

характере испарения алюминия при возрастании температуры при повышении плотности тока пучка.

На рис. 4 представлена зависимость микротвердости от глубины проникновения индентора для необлученного и облученных с различной плотностью тока образцов. Видно, что микротвердость в зоне, модифицированной МИП с плотностью тока 50 и 100 А/см², уменьшилась по сравнению с исходным образцом и облученным МИП с плотностью тока 150 А/см². При глубине проникновения индентора ~4.5 мкм и более значения микротвердости совпадают между собой в пределах погрешности. Такая зависимость может быть связана с уменьшением плотности дислокаций при их отжиге, а также с ростом размеров области когерентного рассеяния при максимальной плотности ионного тока.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследования воздействия мощного ионного пучка на композиционный сплав САП-2 показали неизменность фазового состава, возникновение сжимающих остаточных напряжений, рост размеров области когерентного рассеяния и уменьшение плотности дислокаций практически в пять раз при высокой плотности ионного тока. Обнаружены значительные изменения содержания кислорода в зоне теплового влияния, что связано как с испарением алюминия, так и с коагуляцией частиц Al_2O_3 .

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена с использованием оборудования Омского регионального центра коллективного пользования СО РАН.

Конфликт интересов. Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

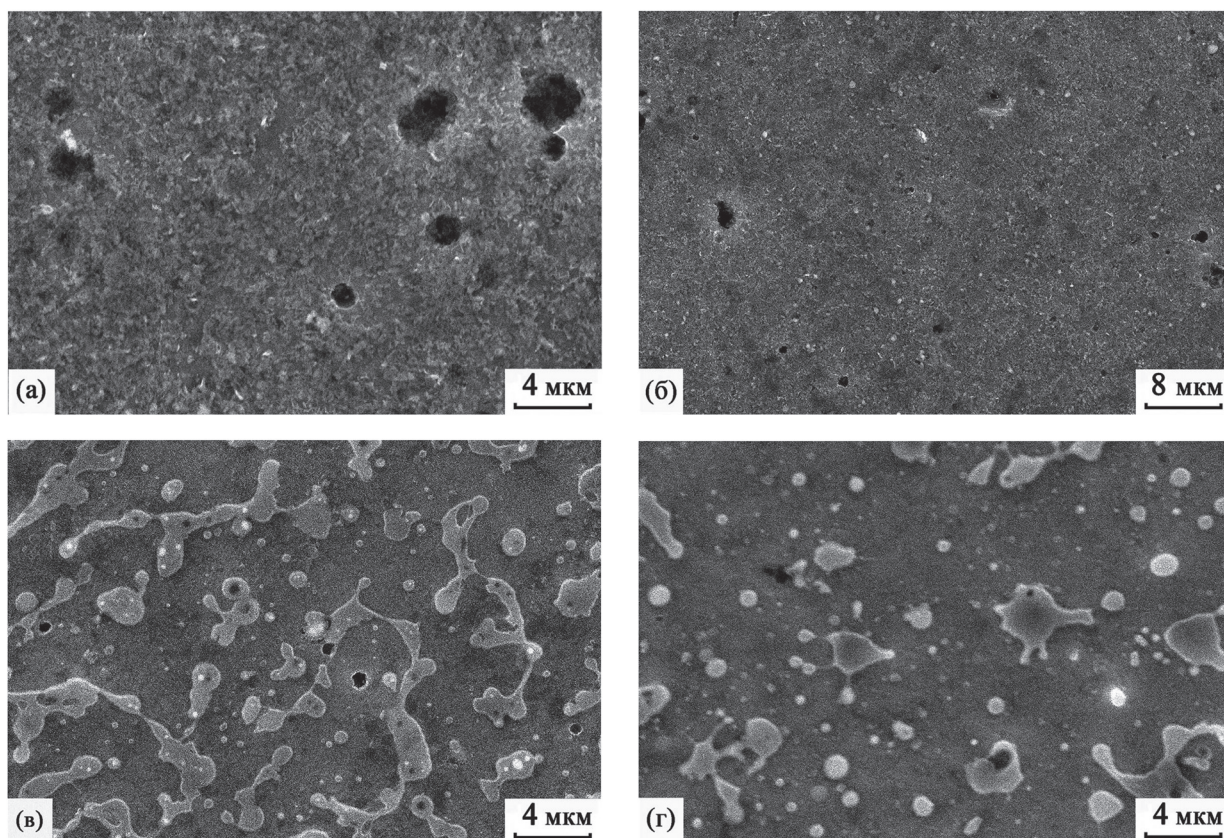


Рис. 3. Морфология поверхности САП-2: необлученного (а) и облученного МИП с плотностью тока 50 (б), 100 (в) и 150 (г) А/см² после химического травления.

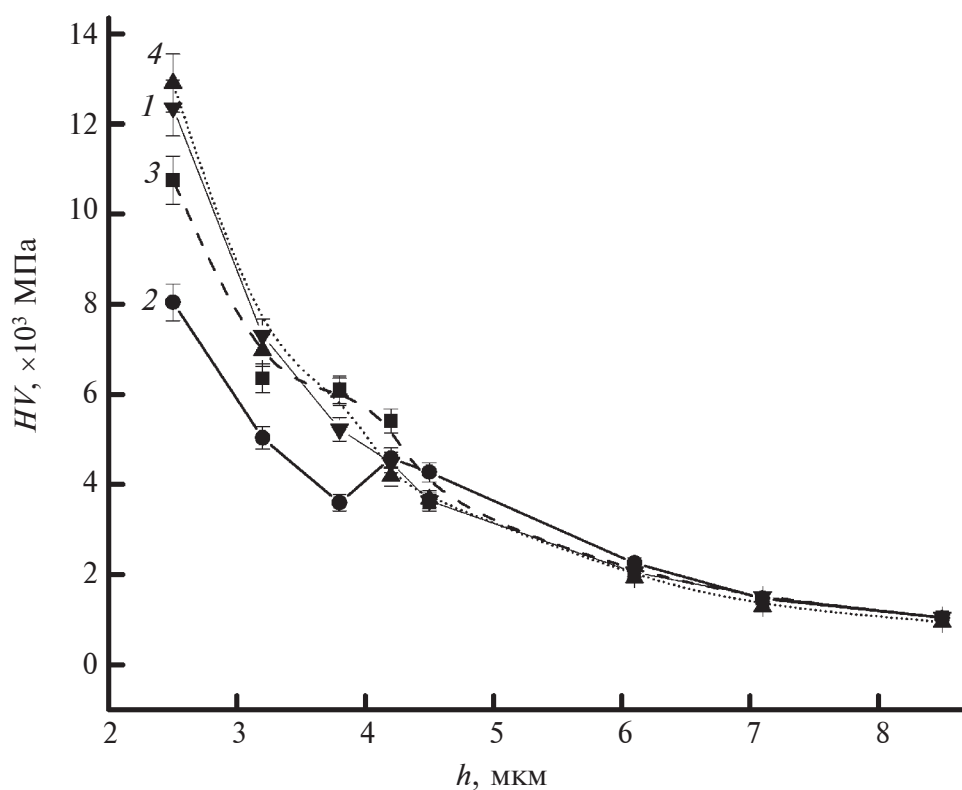


Рис. 4. Зависимость микротвердости САП-2 до (1) и после облучения МИП с плотностью тока 50 (2), 100 (3) и 150 (4) А/см² тремя импульсами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бойко В.И., Скворцов В.А., Фортков В.Е., Шаманин И.В. Взаимодействие импульсных пучков заряженных частиц с веществом. М.: Физматлит, 2003. 286 с.
2. Погребняк А.Д., Ремнев Г.Е., Чистяков С.А., Лигачев А.Е. // Изв. вузов. Физика. 1987. Т. 30. № 1. С. 52.
3. Грибков В.А., Григорьев В.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Крутлый год, 2001. 528 с.
4. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. Пер. с англ. / Поут Дж.М., Фоти Г. и др. М.: Машиностроение, 1987. 423 с.
5. Якушин В.Л. Радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Крутлый год, 2001. 528 с.
6. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1987. 183 с.
7. Аброян И.А., Андронов А.Н., Титов А.И. Физические основы электронной и ионной технологии. М.: Высшая школа, 1984. 320 с.
8. Погребняк А.Д., Иванов Ю.Ф., Лебедев А.Г., Валяев А.Н., Рэнк Т., Томпсон М.О., Жао В. // Металлофизика и новейшие технологии. 2000. Т. 22. № 10. С. 18.
9. Анищик В.М., Улов В.В. Модификация инструментальных материалов ионными и плазменными пучками. Минск: Изд-во БГУ, 2003. 191 с.
10. Кортаев А.Д., Тюменцев А.Н., Почивалов Ю.И., Овчинников С.В., Ремнев Г.Е., Исаков И.Ф. // Физика металлов и металловедение. 1996. Т. 81. № 5. С. 118.
11. Быстрицкий В.М., Диденко А.Н. Мощные ионные пучки. М.: Энергоатомиздат, 1984. 152 с.
12. Жидков М.В., Лигачев А.Е., Колобов Ю.Р., Потемкин Г.В., Ремнев Г.Е. // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 4. С. 82. <https://www.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-82-91>.
13. Лигачев А.Е., Жидков М.В., Колобов Ю.Р., Потемкин Г.В., Лукашова М.В., Ремнев Г.Е., Павлов С.К., Тарбоков В.А. Влияние мощного импульсного ионного пучка на топографию поверхности тантала // Proc. of 8th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects. 2022, Tomsk, Russia. С. 912. <https://www.doi.org/10.56761/EFRE2022.C3-P-005001>.
14. Бадамшин А.М., Лептюк А.О. // Омский научный вестник. 2022. № 2 (182). С. 33. <https://www.doi.org/10.25206/1813-8225-2022-182-33-37>.
15. Геринг Г.И., Калистратова Н.П., Полещенко К.Н. Механизмы модификации структуры твердых сплавов // Вестник Омского университета. 1997. Вып. 2. С. 29.
16. Ковивчак В.С., Дубовик В.И., Бурлаков Р.Б. // Поверхность. Рентген., синхротрон. нейтрон. исслед. 2009. № 4. С. 9.
17. Панова Т.В., Ковивчак В.С., Геринг Г.И., Дорохин Д.О. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2013. № 4. С. 1. <https://www.doi.org/10.7868/S0207352813040185>.
18. Ремнев Г.Е., Тарбоков В.А., Павлов С.К. // Физика и химия обработки материалов. 2021. № 2. С. 5. <https://www.doi.org/10.30791/0015-3214-2021-2-5-26>.
19. Ковивчак В.С., Михайлов К.А., Панова Т.В., Геринг Г.И., Бурлаков Р.Б. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 57.
20. Панова Т.В., Ковивчак В.С. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 4. С. 52. <https://www.doi.org/10.31857/S1028096022040100>.
21. Фридляндер И.Н., Степанова М.Г., Матвеев Б.И. // Авиационная промышленность. 1982. № 8. С. 7.

Analysis of the State of the Surface Layer of the SAP-2 Composite Alloy after Irradiation with a High Power Ion Beam

T. V. Panova^{1,*}, V. S. Kovivchak¹

¹Dostoevsky Omsk State University, Omsk, 644077 Russia

*e-mail: panovatv@omsu.ru

The effect of high-power ion beam of nanosecond duration on the phase composition and morphology of the surface of aluminum composite material SAP-2 has been studied. It was found that after irradiation with a high-power ion beam under all irradiation modes used in the experiments no changes in the phase composition are observed. However, the observed shifts and broadening of diffraction peaks from irradiated samples indicate the formation of residual stresses and transformation of the initial dislocation structure. The observed decrease in dislocation density resulted in a decrease in the microhardness of SAP-2 irradiated at current densities of 50 and 100 A/cm². It is shown that the increase in the ion current density leads to an increase in the oxygen fraction in the surface layer of SAP-2, which is apparently associated with partial evaporation of aluminum and an increase in the concentration of inclusions of Al₂O₃, which is part of the material. A nonlinear character of the dependence of the average ratio of oxygen content to aluminum on the ion current density of the beam is observed, the maximum value of which was recorded at irradiation with a beam current density of 100 A/cm². Intense heating of the SAP-2 surface under ion beam irradiation leads to changes in the dispersion of Al₂O₃ inclusions on the irradiated surface. The maximum coagulation of Al₂O₃ particles was found at irradiation by a powerful ion beam with a current density of 100 A/cm².

Keywords: high power ion beam, sintered aluminum powder, phase composition, dislocations, stresses, microhardness.